



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIAS BÁSICAS Y APLICADAS

CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS

**“Estudio del comportamiento a la fatiga y corrosión
en la Aleación de Aluminio 7075 bajo condiciones de
soldadura TIG y envejecidos”**

**TESIS PARA OBTENER EL GRADO DE:
DOCTORADO EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
CON OPCIÓN TERMINAL EN TECNOLOGÍA DE MATERIALES**

M.I.C.A. VICTOR ALFONSO ARIZMENDI SALGADO

**DIRECTORES: DR. SERGIO ALONSO SERNA BARQUERA
DR. ÁLVARO TORRES ISLAS**

**SINODALES: DR. JOSÉ GONZALO GONZÁLEZ RODRÍGUEZ
DR. ARTURO MOLINA OCAMPO
DR. JESUS MARIO COLÍN DE LA CRUZ
DR. MARYNA VLASOVA
DR. MYKOLA KAKAZYEY**

CUERNAVACA, MORELOS.

Junio, 2019.



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIAS BÁSICAS Y APLICADAS
Jefatura de Posgrado en Ingeniería y Ciencias Aplicadas

Cuernavaca, Morelos, 10 de abril de 2019.

DR. ROSENBERG JAVIER ROMERO DOMÍNGUEZ
COORDINADOR DE POSGRADO
EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
P R E S E N T E

Atendiendo a la solicitud para emitir DICTAMEN sobre la revisión de la tesis titulada “Estudio del comportamiento a la fatiga y corrosión en la Aleación de Aluminio 7075 bajo condiciones de soldadura TIG y envejecidos” que presenta el alumno VICTOR ALFONSO ARIZMENDI SALGADO, para obtener el título de DOCTORADO EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS con opción terminal en TECNOLOGÍA DE MATERIALES.

Nos permitimos informarle que nuestro voto es:

NOMBRE	DICTAMEN	FIRMA
DR. JOSÉ GONZALO GONZÁLEZ RODRÍGUEZ	Aprobado	
DR. ARTURO MOLINA OCAMPO	Aprobado	
DRA. MARYNA VLASOVA	Aprobado	
DR. MYKOLA KAKAZYEY	Aprobado	
DR. JESÚS MARIO COLÍN DE LA CRUZ (FCQel)	Aprobado	
DR. ÁLVARO TORRES ISLAS (FCQel)	Aprobado	
DR. SERGIO ALONSO SERNA BARQUERA	APROBADO	

PLAZO PARA LA REVISIÓN 20 DÍAS HÁBILES (A PARTIR DE LA FECHA DE RECEPCIÓN DEL DOCUMENTO)

NOTA. POR CUESTION DE REGLAMENTACIÓN LE SOLICITAMOS NO EXCEDER EL PLAZO SEÑALADO, DE LO CONTRARIO LE AGRADECEMOS SU ATENCIÓN Y NUESTRA INVITACIÓN SERÁ CANCELADA.

ÍNDICE

ABSTRACT	9
RESUMEN	10
CAPÍTULO I. ANTECEDENTES.	11
<i>Hipótesis</i>	14
<i>Objetivo General</i>	14
<i>Objetivos Específicos</i>	14
CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO.	15
2. 1. Aluminio.	15
2.1.1. Aleaciones de aluminio.	17
2.2. Soldadura.	19
2.2.1. Soldadura TIG o por Arco de Tungsteno y Gas (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)	19
2.2.2. Factores que influyen en las uniones soldadas.	20
2.2.3. Cambios microestructurales en la soldadura de aluminio.	22
2.2.4. Defectos en la soldadura.	25
2.2.5. Tipos de falla asociados a la carga cíclica en soldadura.	26
2.3. Tratamientos Térmicos.	28
2.3.1. Elementos de aleación que responden al tratamiento térmico. ...	30
2.3.2. Tratamiento de solubilización.	31
2.3.3. Endurecimiento por precipitación	32
2.3.3.1. Tratamiento de envejecido T73	36
2.3.3.2. Tratamiento de retrogresión y reenvejecido (RRA)	36
2.4. Dureza.	38
2.4.1. Prueba Brinell.	38
2.4.2. Prueba Rockwell	39
2.4.3. Prueba Vickers.	41

2.5. Tensión.....	43
2.6. Fatiga.....	44
2.6.1. Etapas de la propagación de grietas por fatiga.....	45
2.6.2. Descripción de la propagación de grietas por fatiga usando el factor de intensidad de esfuerzos.	48
2.6.3. Predicción del crecimiento de grietas por fatiga.	52
2.6.4. Superficies de fractura por fatiga.	53
2.6.5. Características macroscópicas de la superficie de fractura por fatiga.....	54
2.6.6. Características microscópicas de la superficie de fractura por fatiga.....	55
2.7. Corrosión.....	56
2.7.1. Tipos de Corrosión.....	56
2.7.2. Corrosión Electroquímica.....	58
2.7.2.1. Curvas de Polarización.	58
2.7.2.2. Resistencia de Polarización Lineal.	58
<i>CAPÍTULO III. MATERIALES Y MÉTODOS.....</i>	60
3.1. Soldadura TIG.....	61
3.2. Tratamientos térmicos.....	63
3.2.1. Tratamiento solubilizado.	63
3.2.2. Tratamiento T73.	63
3.2.3. Tratamiento de retrogresión y renevejecido (RRA).....	64
3.3. Caracterización microestructural.	65
3.4. Ensayo de Dureza.....	66
3.5. Ensayos de Tensión.....	66
3.6. Pruebas de propagación de grietas por fatiga.	68
3.7. Pruebas electroquímicas de corrosión.	72

CAPÍTULO IV. RESULTADOS.....	74
4.1. Caracterización.....	74
4.1.1. Caracterización Microestructural.	74
4.1.1.1. Condición T6.....	74
4.1.1.2. Condición Solubilizada.....	75
4.1.1.3. Condición T73.....	76
4.1.1.4. Condición RRA.	77
4.1.2. Difracción de Rayos X.	79
4.2. Dureza.	81
4.3. Tensión.....	83
4.4. Fatiga.....	85
4.5. Corrosión.	95
4.5.1. Curvas de Polarización.	95
4.5.2. Resistencia a Polarización Lineal.	98
CAPÍTULO IV. CONCLUSIONES.	100
REFERENCIAS.....	102

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Propiedades físicas del aluminio.....	16
Tabla 2. Composición porcentual en peso de la AA 7075-T6.	18
Tabla 3. Temperatura de precalentamiento para uniones en tuberías y chapa, a tope, de aleaciones de aluminio.....	22
Tabla 4. Nomenclatura estándar para describir el tratamiento térmico según la Asociación de Aluminio.	28
Tabla 5. Tipos de carga en fatiga, de acuerdo con R.	50
Tabla 6. Parámetros y condiciones de soldadura.	61
Tabla 7. Condiciones de solubilizado.....	63
Tabla 8. Condiciones T73.	63
Tabla 9. Condiciones del RRA.	64
Tabla 10. Datos de ensayo de microdureza Vickers (HV).	81
Tabla 11. Resultados de ensayos de tensión.	83
Tabla 12. Datos de la muestra T6.....	86
Tabla 13. Datos de la muestra RRA.	86
Tabla 14. Datos de la muestra T73.....	86
Tabla 15. Icorr y Ecorr de la condición T6.	96
Tabla 16. Icorr y Ecorr de la condición solubilizada.	96
Tabla 17. Icorr y Ecorr de la condición T73.	96
Tabla 18. Icorr y Ecorr de la condición RRA.	96

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Elementos de la soldadura TIG.	19
Figura 2. Zona de cambio microestructural.....	22
Figura 3. Granulometría en la ZAC.	25
Figura 4. Gráfica de retrogresión y reenejecido [35].	37
Figura 5. Indentador cónico esferoidal de Rockwell.....	40
Figura 6. Penetrador de diamante Vickers.....	42
Figura 7. Superficie de fractura por fatiga (ASTM Handbook).	47
Figura 8. Forma de la carga cíclica o periódica (ASTM Handbook).....	49
Figura 9. Caracterización de la rapidez de crecimiento de grietas por fatiga en función de la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos.....	51
Figura 10. Curva de velocidad de crecimiento de grieta.	53
Figura 11. Placa de aluminio 7075-T6.	60
Figura 12. Equipo de soldar INFRA modelo ALPHA TIG 252.	61
Figura 13. Diagrama del proceso de soldadura TIG.	62
Figura 14. Placa de aluminio 7075-T6 soldada con TIG.	62
Figura 15. Mufla Termolyne.	64
Figura 16. Muestras pulidas.....	65
Figura 17. Microdurómetro Shimadzu.....	66
Figura 18. Orientación del maquinado de las probetas.....	66
Figura 19. Estándar de probeta de tensión.....	67
Figura 20. Máquina universal de ensayo de tensión physical test solutions. 67	
Figura 21. Estándar de la probeta de fatiga, Compacta de Tensión (CT).....	68
Figura 22. a) Mordazas y b) Pernos sujetadores.	69
Figura 23. a) Panel de control y b) Máquina servo hidráulica – MTS.....	70
Figura 24. Extensómetro tipo clip, MTS.	71
Figura 25. Diagrama de la celda convencional.	72
Figura 26. Electrodo sumergidos en medio salino (NaCl).	73
Figura 27. Prueba en desarrollo.....	73

Figura 28. Micrografía de AA 7075 - T6 a 350X.....	74
Figura 29. Micrografía de AA 7075 - T6 a 3,300X.....	75
Figura 30. Micrografía de AA 7075 solubilizada a 350X.	75
Figura 31. Micrografía de AA 7075 solubilizada a 3,300X.	76
Figura 32. Micrografía de AA 7075 T73 a 350X.....	76
Figura 33. Micrografía de AA 7075 T73 a 3,300X.....	77
Figura 34. Micrografía de AA 7075 RRA a 350X.	77
Figura 35. Micrografía de AA 7075 RRA a 3,300X.	78
Figura 36. Difracción de Rayos X de las muestras soldadas con tratamientos térmicos: a) T6, b) Solubilizado, c) T73 y d) RRA.	79
Figura 37. Gráfica de perfil de dureza.....	82
Figura 38. Gráfica de ensayo de tensión.	84
Figura 39. Gráfica de calibración de la muestra T6.	87
Figura 40. Gráfica de calibración muestra RRA.....	88
Figura 41. Gráfica de calibración de la muestra T73.	88
Figura 42. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta, muestra T6.	89
Figura 43. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta, muestra RRA.....	90
Figura 44. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta, muestra T73.	90
Figura 45. Gráfica de Propagación de grieta (PGF), da/dN vs ΔK , muestra T6.	92
Figura 46. Gráfica de Propagación de grieta (PGF), da/dN vs ΔK , muestra RRA.	93
Figura 47. Gráfica de Propagación de grieta (PGF), da/dN vs ΔK , muestra T73.....	93
Figura 48. Curvas de Polarización sin soldadura.....	95
Figura 49. Curvas de Polarización con soldadura.....	96
Figura 50. Resistencia a Polarización Lineal sin soldadura.	98
Figura 51. Resistencia a Polarización Lineal con soldadura.....	98
Figura 52. Gráfica comparativa de Resistencia a la Polarización Lineal.....	99

ABSTRACT

In this work we studied the fatigue and corrosion behavior in Aluminum Alloy 7075 (Al-Zn-Mg) under conditions of TIG welding and aging conditions T73 and RRA. This aluminum alloy is often used in transportation applications in the automotive, maritime and aviation industries; due to its resistance to fatigue.

The welded samples and with thermal treatments were analyzed by scanning electron microscopy and X-ray diffraction, the results obtained in the previous analyzes show that the Zn and Mg form the phases η (along the grain boundaries) and η' (inside the grains). These phases contribute to the specific mechanical strength of the alloy.

The mechanical properties of the material were obtained and analyzed by hardness and tension tests, where the samples with aged T73 and RRA presented a hardness similar to that of the arrival material and mechanical strength, the solubilized condition being the one with low properties mechanical. Crack propagation tests were also carried out to obtain the fatigue behavior. Finally, the corrosion behavior in a 3.5% NaCl medium between seamless specimens and with TIG welding and thermal treatments was studied.

Keywords: Aluminum, Aged, Welding, Fatigue and Corrosion.

RESUMEN

En este trabajo se estudio el comportamiento a la fatiga y a la corrosión en la Aleación de Aluminio 7075 (Al-Zn-Mg) bajo condiciones de soldadura TIG y condiciones de envejecidos T73 y RRA. Esta aleación de aluminio es utilizada a menudo en aplicaciones de transporte en la industria automotriz, marítima y de aviación; debido a su resistencia a la fatiga.

Las muestras soldadas y con tratamientos térmicos fueron analizadas por microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X, los resultados obtenidos en los análisis anteriores muestran que el Zn y Mg forman las fase η (a lo largo de los límites de grano) y η' (en el interior de los granos). Estas fases contribuyen a la resistencia mecánica específica de la aleación.

Se obtuvieron y analizaron las propiedades mecánicas del material por medio de ensayos de dureza y de tensión, en donde la muestras con envejecido T73 y RRA presentaron una dureza similar a la del material de llegada y resistencia mecánica, siendo la condición de solubilizado la que presenta propiedades mecánicas menores. También se realizaron ensayos de propagación de grieta para obtener el comportamiento a la fatiga. Finalmente se estudió el comportamiento a la corrosión en un medio de NaCl al 3.5% entre probetas sin soldadura y con soldadura TIG y tratamientos térmicos.

Palabras claves: Aluminio, Envejecidos, Soldadura, Fatiga y Corrosión.

CAPÍTULO I. ANTECEDENTES.

El aluminio es un material metálico abundante en la corteza terrestre que posee una combinación de propiedades que lo convierten en un material muy útil, gracias a ello, su uso a nivel industrial y doméstico. Debido a su baja densidad, alta conductividad térmica y eléctrica, presenta buenas propiedades mecánicas (aleado) y bajo punto de fusión, lo que permite fácilmente su reciclado y principalmente su conservación en el tiempo [1, 2].

El sector del transporte absorbe más de la cuarta parte del aluminio que se produce en el mundo, por lo que se ha convertido en un material indispensable debido a su ligereza para las industrias aeroespacial, aeronáutica, automotriz, electrónica y otros campos. [3].

El uso del aluminio en la construcción de medios de transporte ha incrementado, esto se debe a que logra reducir el peso y mejorar la eficiencia del combustible. Las estructuras usadas en la industria del transporte están sometidas a un gran número de cargas cíclicas, durante su vida de servicio, favoreciendo la aparición de grietas [4]. Por lo tanto, se han realizado investigaciones para desarrollar nuevas aleaciones de Al con buenas propiedades mecánicas [5].

La aleación 7075 es utilizada ampliamente en la industria aeroespacial para el diseño y manufactura de piezas, por este uso dicho material debe ser soldado para unir o ensamblar diversas piezas y elementos que conformen una estructura de manera eficiente y económica [6]. Existen dos tipos de soldadura, el primero ocurre a altas temperaturas debido a una reacción química / metalúrgica entre la aleación de aluminio fundido y la matriz [7, 8]; el otro ocurre a bajas temperaturas debido a la interacción mecánica [9, 10]. La soldadura de aluminio se realiza generalmente a altas temperaturas mediante dos procesos distintos, el primero es por arco metálico con gas (GMAW) el

cual ofrece la ventaja de una alta tasa de deposición y una alta velocidad de soldadura además de una penetración más profunda debido a la alta entrada de calor. Sin embargo, la entrada de calor excesiva impone problemas tales como la fusión y la distorsión, especialmente en la soldadura de láminas de aluminio delgadas. Por lo tanto, para producir soldaduras de alta calidad, se prefiere el proceso de soldadura TIG a la soldadura de arco metálico con gas [11].

Debido a que en la industria antes mencionada se presenta un porcentaje elevado en la falla de elementos estructurales, surge la necesidad de mejorar las propiedades mecánicas de dicho material a través de la aplicación de tratamientos térmicos [12], generando de esta manera precipitados, ya sea lentamente a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o más rápidamente a temperaturas elevadas (envejecimiento artificial), mejorando sus propiedades [13].

Se ha estudiado que el uso de la soldadura TIG y el tipo de tratamiento térmico empleado en las aleaciones de aluminio y otros materiales ha mejorado el rendimiento de fatiga en la zona soldada con respecto a la GMAW [14, 15].

Al ser esta aleación empleada a la interperie se presenta la corrosión, la cual se define como la reacción química, natural y espontánea, del material metálico con el medio circundante, mediante la cual el material pierde o altera sus propiedades, que han servido de criterio de selección para una aplicación particular. Desde este punto de vista, el comportamiento en corrosión es uno de los criterios más determinantes en la selección de un determinado material, que trabajará en condiciones cada vez más extremas, y en ocasiones, en presencia de ambientes altamente agresivos [16, 17].

El desarrollo tecnológico actual impone una búsqueda continua de nuevos materiales, que satisfagan un compendio de propiedades. Lo que da un

importante problema tecnológico y económico. Los costos directos de la corrosión por actividades industriales se estiman como un importante valor a la economía de cada país, dado que las características industriales, científicas, tecnológicas y económicas pueden ser muy diferentes [16]. La aleación utilizada en el presente trabajo crea una película de óxido pasivo que se forma fácilmente en la superficie, cuando se expone al medio ambiente.

El presente trabajo de investigación ha sido desarrollado con la finalidad de estudiar el comportamiento frente a la corrosión y fatiga de la aleación de aluminio AA7075 soldada por medio de TIG (sin aporte de material) a 200 A, bajo diferentes condiciones de envejecido (T73 y RRA). Dicho comportamiento corrosivo fue evaluado por medio de técnicas electroquímicas empleando una solución de NaCl al 3.5% y la fatiga se evaluó con una relación de carga $R=1.5$. Las muestras fueron caracterizadas por difracción de rayos X y microscopía electrónica de barrido.

Hipótesis

- ✓ La aleación de aluminio 7075 bajo la implementación de soldadura TIG y tratamientos de envejecidos conservara de manera significativa la resistencia a la fatiga asi como el comportamiento a la corrosión.

Objetivo General

- ✓ Estudiar el crecimiento de grieta y el comportamiento a la corrosión de la aleación de aluminio 7075 posterior a la aplicación de soldadura TIG y envejecidos.

Objetivos Específicos

- ✓ Caracterizar el material soldado con TIG y con aplicación de los envejecidos T73 y Retrogresión y Reenvejecido (RRA).
- ✓ Realizar perfiles de dureza y ensayos de tensión en la aleación de aluminio con soldadura y envejecidos para obtener sus propiedades mecánicas.
- ✓ Evaluar la resistencia a la propagación de grieta por fatiga.
- ✓ Evaluar el comportamiento a la corrosión.

CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO.

2. 1. Aluminio.

El aluminio forma parte de la corteza terrestre en una proporción aproximada al 8%, lo cual lo hace uno de los elementos químicos más abundantes después del oxígeno con un 47% y el silicio con un 28%. No se presenta puro en la naturaleza sino se encuentra combinado fundamentalmente con el oxígeno.

Las principales propiedades que hacen del aluminio un material valioso son su ligereza (en torno a un tercio del peso del cobre y el acero), fortaleza, resistencia a la corrosión, es excelente conductor de electricidad y calor, magnífico reflector de luz, no es magnético, ni tóxico, pero sí muy maleable, fácil de ensamblar y con un atractivo aspecto natural, y además es reciclable. Debido a esta combinación única de propiedades, la variedad de aplicaciones del aluminio aumenta constantemente y es esencial en nuestra vida cotidiana [18].

Se sabe que en 1825 Hans Christian Oersted obtuvo por primera vez al aluminio, aunque con más certeza sabemos que el alemán Friedrich Wohler lo obtuvo en 1827 y que en 1845 produjo cantidades suficientes como para conocer las características técnicas del mismo. Sin embargo, hasta esas fechas, faltaba encontrar un procedimiento industrial que permitiera obtener en grandes cantidades de aluminio. En el año 1886, Paul Louis Toussaint Héroult que trabajaba en Gentilly (Francia) y Charles Martín Hall, que desarrollaba sus investigaciones en Oberlin, Ohio (Estados Unidos); descubrieron que la electrólisis de la alúmina previamente disuelta en un baño de criolita fundida, daba origen a la obtención del aluminio a través del procedimiento denominado Hall-Héroult.

Hoy en día, cientos de fábricas en el mundo producen basándose en este proceso, millones de toneladas de aluminio con pureza superior al 99%,

haciendo que este metal sea el de mayor producción mundial entre los "no férreos" [19].

Se debe considerar que el proceso de reciclado permite la obtención de aluminio. Sólo un 5% de la energía necesaria para obtenerlo a través del mineral es utilizada para obtenerlo a través de la chatarra. Gracias a este ahorro de energía, el aluminio es hoy obtenido en gran parte por medio del reciclado.

Las propiedades físicas más comunes del aluminio se mencionan en la siguiente tabla [20] (ver tabla 1):

Tabla 1. Propiedades físicas del aluminio.

Símbolo	Al
Número atómico	13
Peso atómico	26.98154
Red espacial	Cúbica Centrada en la Cara (CCC)
Diámetro atómico (Å)	2.8
Parámetro de red (Å)	4.04
Densidad (gr/cm³)	2.7
Punto de fusión (°C)	660
Módulo de elasticidad (MPa)	70

El término de metal ligero (light metal) ha sido dado tradicionalmente al aluminio y magnesio porque son usados frecuentemente para reducir el peso de componentes y estructuras. Por ejemplo el aluminio tiene una densidad de aproximadamente una tercera parte que la del acero, que tiene una densidad de 7.8 gr/cm³.

2.1.1. Aleaciones de aluminio.

El alear aluminio con otros materiales genera ciertas propiedades que le permiten a este ser versátil y económico, lo cual hace que sea atractivo para ser empleado en diversas áreas, como por ejemplo desde el papel de aluminio de uso doméstico hasta aplicaciones de ingeniería como en fuselajes de aeronaves.

La clasificación de las aleaciones de aluminio ha cambiado a través del tiempo y de los países, dificultando su estandarización. Varias sociedades dedicadas a la investigación y la ingeniería han establecido procedimientos para clasificarlas.

Entre las instituciones más importantes se pueden mencionar, la International Alloy Designation System (AIDS) para productos trabajados y la American National Standards Institute (ANSI). Estas dos se basan en la Aluminum Association of the United States. Además, existen otras como la International Organization for Standardization (ISO) y la Unified Numbering Systems (UNS) [21].

La ANSI asigna a cada aleación trabajada un número de cuatro dígitos, de los cuales, el primero se refiere al principal elemento de aleación. Basados en esto, existen los siguientes grupos de aleaciones:

- Serie 1xxx aluminio sin alear (con un 99% mínimo de pureza).
- Serie 2xxx con cobre como elemento principal de aleación.
- Serie 3xxx con manganeso.
- Serie 4xxx con silicio.
- Serie 5xxx con magnesio.
- Serie 6xxx con magnesio y silicio.
- Serie 7xxx con zinc y en algunos casos magnesio.

- Serie 8xxx para otros elementos, aunque recientemente se han adjudicado a esta serie las aleaciones con litio.
- Serie 9xxx para aleaciones inusuales.

El tercer y cuarto dígito son significativos en la serie 1xxx, pero no en otras aleaciones. En las aleaciones 1xxx, la pureza mínima del aluminio se muestra por esos dígitos, por ejemplo la 1150 significa una pureza del aluminio del 99.50%, otra por ejemplo la 1300, significa una pureza de aluminio del 99%. En las series del 2xxx al 8xxx, el tercer y cuarto dígito tienen como significado el número consecutivo de la aleación, por ejemplo las aleaciones 3003, 3004, 3005, son completamente diferentes. El segundo dígito en la designación indica modificación a la aleación, si es cero significa que es una aleación original, si es entre 1 y el 9 indica modificaciones menores a la primera [22].

La aleación empleada en este trabajo es una Aleación de Aluminio 7075 - T6, con la composición que se muestra en la tabla 2 [23]:

Tabla 2. Composición porcentual en peso de la AA 7075-T6.

7075 T6	Al	Zn	Cu	Mg	Mn
	Base	5.1 – 6.1	1.2 – 2.0	2.1 – 2.9	0.3

La razón básica para alear el aluminio es la de mejorar sus características mecánicas. Sin embargo, este mejoramiento depende del tratamiento térmico que se realice, ya que produce cambios en la solubilidad de los elementos aleantes y la microestructura.

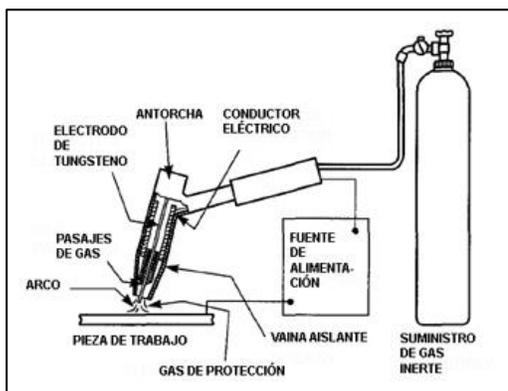
2.2. Soldadura.

El aluminio y sus aleaciones pueden soldarse mediante la mayoría de los procesos de soldeo por fusión, así como por soldeo blando, fuerte y soldeo en estado sólido. El soldeo por fusión se puede realizar mediante TIG, MIG, por resistencia, plasma, láser y haz de electrones. El soldeo con electrodos revestidos y oxigás sólo se emplea en reparaciones, o cuando no es posible utilizar otro proceso por carencia de medios. El proceso por arco sumergido no se realiza.

2.2.1. Soldadura TIG o por Arco de Tungsteno y Gas (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW).

La soldadura por arco de tungsteno y gas (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW) es un proceso de soldadura por fusión que utiliza un arco eléctrico como fuente de calor entre un electrodo de tungsteno (no consumible) y el metal base, puede usarse con o sin metal de aporte, según lo requiera la aplicación específica. El proceso emplea un gas inerte protector.

Los 4 elementos básicos de este proceso de soldadura se presentan en la figura 1:



- Antorcha
- Electrodo de Tungsteno
- Máquina de soldeo o Fuente de Poder
- Gas Protector y reguladores

Figura 1. Elementos de la soldadura TIG.

Puede usarse el proceso manual GTAW (TIG), ya sea con corriente alterna o corriente directa dentro de las formas de polaridad directa o invertida. La selección de estas alternativas de trabajo va a depender del material a unir, por ejemplo para el aluminio se recomienda la corriente alterna, para soldar secciones cuyo espesor varíe desde 1mm hasta 9.50mm.

Los requisitos de limpieza son especialmente estrictos antes de la soldadura con corriente continua de polaridad directa (electrodo al negativo) en arco de tungsteno con gas, porque bajo tales condiciones el arco no ejerce acción limpiadora alguna.

La aparición de inclusiones puede ser de dos tipos; metálicas y no metálicas, a consecuencia del uso de corriente excesiva para un tamaño dado de electrodo dando lugar a que se deposite tungsteno en la soldadura.

2.2.2. Factores que influyen en las uniones soldadas.

- Temperatura de fusión del aluminio.- El aluminio puro funde a unos 600°C y las aleaciones de aluminio a unos 560°C, temperaturas muy bajas en comparación con la del acero (1535°C) y la del cobre (1082°C). Sin embargo las aleaciones de aluminio no cambian de color durante el calentamiento, por lo que se corre el riesgo de perforar la pieza.
- Conductividad térmica.- Las aleaciones de aluminio conducen el calor tres veces más rápido que el acero, por lo que se requerirá un aporte térmico más elevado para soldar una pieza de aluminio que una de acero, aunque ambas tengan las mismas dimensiones. Para conseguir una buena fusión cuando la pieza tenga gran espesor, es necesario realizar un precalentamiento.

- Óxido de aluminio.- En las aleaciones de aluminio, en presencia de aire, se forma alúmina (óxido de aluminio) con gran facilidad. Este óxido tiene una temperatura de fusión muy elevada, entre 1200°C y 2000°C mayor que la temperatura de fusión del aluminio. Por tanto el aluminio funde antes que su óxido y, cuando esto sucede, la película de óxido impide la fusión entre el metal base y el metal de aportación, por lo que es imprescindible eliminar o retirar la capa de óxido mediante un decapado químico, un fundente, amolado o mediante la acción decapante del arco eléctrico. En el soldeo MIG y TIG (con CC+ o CA respectivamente) el arco eléctrico decapa la superficie de la pieza eliminando el óxido y la envoltura del gas inerte previene la contaminación del baño. El recubrimiento de óxido en algunos metales base, el cual se ha formado, provocan un efecto adverso sobre la fluidez del metal de la soldadura y sobre la solidificación presentando mayor riesgo de porosidad. El uso de alambre de aporte, debe estar limpio, si no se quita el óxido del alambre de aporte puede introducir humedad produciendo porosidad en el cordón de soldadura [24].
- Pre calentamiento.- No suele ser necesario el pre calentamiento. Como excepción se consideran las piezas de gran espesor, en las que un pre calentamiento adecuado puede disminuir el aporte térmico requerido para conseguir la fusión y penetración requeridas. Aunque puede ser habitual pre calentar cuando se realizan soldaduras TIG, no lo es cuando se emplea el MIG. No se debe abusar del pre calentamiento pues puede ser perjudicial para el aluminio (ver tabla 3).

Tabla 3. Temperatura de precalentamiento para uniones en tuberías y chapa, a tope, de aleaciones de aluminio.

TUBERIA				CHAPA		
Diámetro Exterior (mm)	Espesor (mm)	Temperatura de Precalentamiento (°C)		Espesor (mm)	Temperatura de Precalentamiento (°C)	
		TIG (c.a.)	MIG		TIG (c.a.)	MIG
25 - 150	3	Ninguna	NR	3 - 9	Ninguna	Ninguna
25 - 75	6	65	Ninguna	9 - 12	150 - 175	Ninguna
75 - 150	6	65 - 150	Ninguna	19 - 75	NR	65 opcional

2.2.3. Cambios microestructurales en la soldadura de aluminio.

Una vez aplicada la soldadura, varias zonas del material se verán afectadas por transformaciones microestructurales (tamaño de grano), lo cual depende de la composición de la aleación, de la deformación en frío y del tratamiento térmico. Considerando las características de cada una de las zonas que aparecen durante el proceso (ver figura 2), podríamos analizar su soldabilidad.

[25]

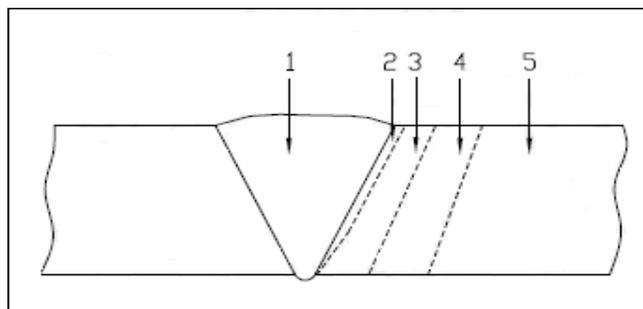


Figura 2. Zona de cambio microestructural.

- Zona 1: Presenta dos etapas durante el aporte de material: la fundición y solidificación.

A consecuencia de su buena conductividad térmica que presenta las aleaciones de aluminio, la velocidad de enfriamiento es muy alta, generando estructuras muy finas durante la solidificación, existiendo la posibilidad de formación de segregaciones intergranulares de compuestos intermetálicos de bajo punto de fusión en solución sólida antes de la soldadura.

- Zona 2: Se produce una fusión parcial del metal base.

Las aleaciones no endurecidas térmicamente sufren poco el efecto, cuyas características mecánicas en dicha zona son parecidas a la del metal base en estado recocido. Por otro lado, en aleaciones con tratamiento térmico pueden presentar precipitaciones parciales de los elementos aleantes durante la solidificación, formando compuestos intermetálicos en los bordes de grano.

- Zona 3: Es característica principal de las aleaciones tratables térmicamente, ya se produce la solubilización.

Los elementos aleantes se encuentran en solución sólida durante el calentamiento, para luego precipitar durante el enfriamiento cuya proporción dependerá de la velocidad en que disminuya la temperatura. Por lo general, estas precipitaciones son perjudiciales, ya que se presenta de forma incontrolada en los bordes de granos; así como en el interior del mismo. Se recomienda el uso de altas velocidades de soldeo para limitar estos efectos.

- Zona 4: Se localiza el recocido y maduración en aleaciones conformadas.

Los cuales se logra en intervalos de temperatura de 250 y 400°C, y en aleaciones no bonificables se da hasta la temperatura de 540°C, perdiendo de esta manera su acritud en materiales que la poseen. A consecuencia del efecto térmico las aleaciones bonificables sufren cambios estructurales debido a la acritud inicial del material; además puede causar precipitación o coalescencia de aleantes. El recocido puede llegar a ser total, de recristalización o de crecimiento de grano.

- Zona 5, no es afectado por el calor, alcanzando temperaturas muy bajas, y no sufre modificaciones estructurales.

En general, para las aleaciones de aluminio forjado, la zona donde se deposita el metal de aporte presenta menor ductibilidad que el material base; cuyas características químicas son similares. Esta característica mecánica se debe, al calor transmitido por el arco eléctrico para la fusión del metal de aporte; produciendo de cierta forma un tratamiento térmico de ablandamiento del material o también llamado recocido. La recuperación de las propiedades mecánicas, perdidas en la zona afectada por el calor, se produce mediante un tratamiento térmico [26].

Por otra parte la Zona Afectada por el Calor (ZAC) es el lugar geométrico donde la estructura metalográfica del material base ha resultado alterada como consecuencia de los ciclos térmicos impuestos por la soldadura [26]. Las diferencias metalográficas de la zona afectada por el calor se ilustra en la figura 3, observando la diferencia en la forma y tamaño de los granos se comprende porqué se constituye en una zona propensa a la iniciación de la ruptura bajo carga cíclica [27].

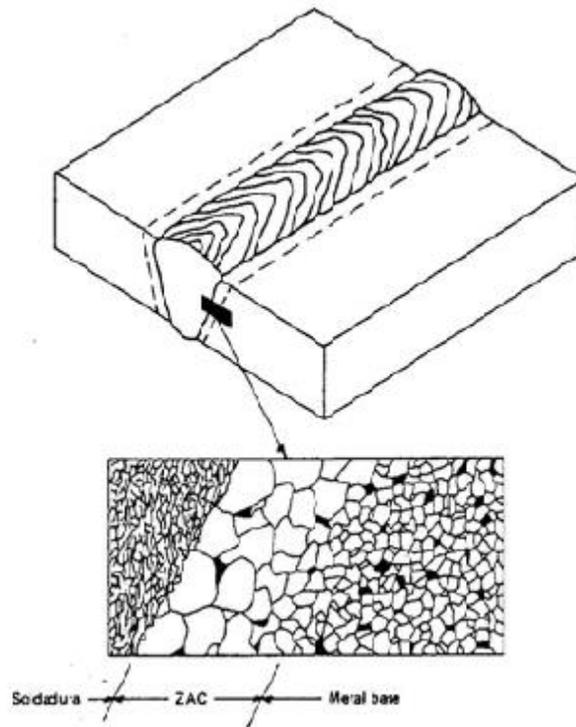


Figura 3. Granulometría en la ZAC.

2.2.4. Defectos en la soldadura.

La soldadura manual se encuentra presente con un 51% de defecto y un 45.7% en procesos semiautomáticos. Por ello la operación manual en la aplicación del material de aporte normalmente presentará una variada gama de defectos que reducen la calidad de la soldadura. Existe una gran variedad de discontinuidades pero aquellas que más afectan el desempeño de la soldadura a fatiga [27]:

- Grietas.- Es una discontinuidad que se presenta como una fractura en el cordón de soldadura aunque también se pueden presentar en el material base, su existencia tendrá más o menos influencia de acuerdo con el funcionamiento del conjunto soldado. Su existencia implica una

fuerte disminución de la resistencia a la fatiga bastando para la ruptura su crecimiento y propagación. Las grietas son producidas por problemas de contracción en el enfriamiento o por la velocidad de aplicación.

- Inclusiones no metálicas.- Son por lo general inclusiones de escoria proveniente de los electrodos revestidos y permanecen en el material de soldadura debido a una pobre limpieza entre los múltiples pases que en ocasiones se requieren para rellenar una unión.
- Inclusiones metálicas.- Son debidas normalmente a depósitos del electrodo no consumible en procesos como TIG y MIG. Las altas temperaturas generadas en el arco son suficientes para retirar porciones pequeñas del electrodo si este se acerca demasiado al material base.
- Porosidad.- Corresponde a bolsas de aire u otros gases atrapados en el metal de soldadura dependiendo de su tamaño frecuencia de aparición puede ser considerada defecto. Es especialmente perjudicial la porosidad agrupada dado que puede bajo carga cíclica generarse la unión de porosidades adyacentes e ir generando una grieta de tamaño suficiente como para constituirse en un iniciador de una ruptura súbita [27].

2.2.5. Tipos de falla asociados a la carga cíclica en soldadura.

Las concentraciones de esfuerzos debidas a discontinuidades geométricas son determinantes en el desempeño de la soldadura, basta que en un solo punto de la geometría de la unión se alcancen niveles de esfuerzo superiores al límite de fluencia para iniciar una grieta, no importa si el esfuerzo nominal es mucho menor que el esfuerzo de fluencia.

Los principales concentradores de esfuerzo en la soldadura están relacionados las grietas y en menor grado la porosidad, la falta de fusión, y el socavamiento entre otros.

Cuando se somete una junta a carga estática hasta la ruptura, la falla se genera normalmente en el material base, bajo carga cíclica existen dos posibilidades que la falla se genere en la soldadura misma es decir sobre el cordón de material de aporte o que esta se presente en el pie de la soldadura. Obviamente si se presentan discontinuidades en el material base se pueden presentar normalmente desgarramientos debidos a laminaciones defectuosas o concentraciones de esfuerzo debidos a escamas de laminación o pinturas o cualquier tipo de hidrocarburo presente en la superficie sin retirar.

Existen tres formas de falla relacionadas directamente con la inestabilidad dimensional:

- Variación dimensional temporal relacionada con deformaciones elásticas.
- Variación dimensional permanente relacionada con cuatro fenómenos principales:
 - Falta de rigidez
 - Fractura (Ruptura frágil)
 - Plástica (Deformación excesiva que inutiliza la pieza)
 - Pérdida de peso (Asociada a la corrosión o desgaste abrasivo)
- Variaciones metalúrgicas que pueden conducir a inestabilidad dimensional.

2.3. Tratamientos Térmicos.

Una definición de tratamiento térmico es cualquier operación de enfriamiento o calentamiento que sea desarrollada con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, estructura metalúrgica o el estado de esfuerzos residuales en un producto metálico. La función de un tratamiento térmico es desarrollar un balance deseado de propiedades mecánicas requeridas para su servicio en forma consistente.

La designación para los tratamientos más comunes y su secuencia de operación usada para producirlos se muestran a continuación en la tabla 4 [28]:

Tabla 4. Nomenclatura estándar para describir el tratamiento térmico según la Asociación de Aluminio.

Nomenclatura	Tratamiento térmico
O	Recocido
F	método de fabricación
W	tratamiento de solubilidad
H	endurecimiento por deformación
H1	sólo tratamiento de endurecimiento por deformación
H2	endurecimiento por deformación y recocido parcial
H3	endurecimiento por deformación y estabilizado
T	tratamiento de solubilidad
T1	enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura y envejecido natural
T3	tratamiento de solubilización, trabajado en frío y envejecido
T4	tratamiento de solubilización y envejecido naturalmente a condiciones estables

T5	enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura y envejecido artificial
T6	tratamiento de solubilización y envejecido artificial
T7	tratamiento de solubilización y sobre envejecido o estabilizado
T8	tratamiento de solubilización, trabajado en frío y envejecido artificial
T9	tratamiento de solubilización, envejecido artificial y trabajado en frío
T10	enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido artificial

Se debe tener un buen control de los elementos de la aleación (composición química), temperatura y los pasos a seguir para efectuar el tratamiento térmico. El único tratamiento térmico que se le puede hacer a ciertas aleaciones de aluminio es el de envejecido, esto se obtiene al elevar la temperatura hasta un punto donde se tenga completamente soluble al elemento de aleación, después de un cierto tiempo de homogenización se descende la temperatura rápidamente para mantenerlo en solución y finalmente, se lleva a una temperatura a la cual se logra el fenómeno de envejecido, que no es otra cosa que la precipitación controlada del elemento aleante.

Sin embargo, cuando el término de tratamiento es aplicado al aluminio, se restringe la operación específica empleada para incrementar la resistencia mecánica y la dureza en aleaciones de aluminio forjado o vaciado por medio del envejecido o endurecimiento por precipitación. A relativamente altas temperaturas de disolución, los elementos aleantes se disuelven en la matriz de aluminio para formar una solución sólida.

Por lo tanto, los tres estados en que se debe poner atención en un tratamiento térmico en aleaciones de aluminio son: solubilización, enfriamiento rápido y envejecido, que sirven para aumentar la resistencia mecánica en la aleación por medio de un endurecimiento por precipitación.

Las aleaciones de aluminio tratables térmicamente se identifican con un marcado incremento en la solubilidad del elemento principal de aleación al incrementar la temperatura [29].

2.3.1. Elementos de aleación que responden al tratamiento térmico.

La mayoría de los metales se pueden alea con el aluminio, los más utilizados para lograr un aumento en resistencia mecánica y dureza son: Cobre, Silicio, Magnesio y Zinc. La principal virtud de estos es la de ser parcialmente solubles en el estado sólido, lo que permite hacer un tratamiento térmico a las aleaciones.

Los sistemas de aleación que admiten endurecimiento por precipitación son [30]:

- Sistema Aluminio-Cobre. Aumenta la resistencia mecánica por medio de CuAl_2 .
- Sistema Aluminio-Cobre-Magnesio. El magnesio intensifica la precipitación.
- Sistema Aluminio-Magnesio-Silicio. Aumenta la resistencia por medio de Mg_2Si .
- Sistema Aluminio-Zinc-Magnesio. Aumenta la resistencia por medio de MgZn_2 .
- Sistema Aluminio-Zinc-Magnesio-Cobre. Aumenta la resistencia al obtenerse precipitados complejos.

La mayoría de las aleaciones tratables térmicamente contienen combinaciones de magnesio con uno o más elementos, cobre, silicio y zinc, puesto que este elemento, aun en bajas cantidades, acentúan el endurecimiento por precipitación. Aleaciones de la serie 6xxx, que contienen silicio y magnesio en proporción requerida para formar siluro de magnesio (Mg_2Si), no son tan resistentes como las aleaciones de las series 2xxx y 7xxx, pero con buena formabilidad, soldabilidad, maquinabilidad y resistencia a la corrosión.

Las aleaciones forjadas que responden al incremento en resistencia por medio de tratamiento térmico son las que corresponden a las series 2xxx (Al-Cu, Al-Cu-Mg), la serie 6xxx (Al-Mg-Si) y la serie 7xxx (Al-Zn-Mg).

Todas dependen del tratamiento de envejecido para aumentar su resistencia mecánica y se pueden clasificar en dos grupos: las que tienen resistencia media y son soldables (Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg) y por otro lado las aleaciones de alta resistencia (Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu), la mayoría de las cuales son muy difíciles de soldar [31].

2.3.2. Tratamiento de solubilización.

El principal propósito de la solubilización es el de disolver por completo a los elementos de aleación, esto se puede lograr elevando la temperatura hasta tener una fase simple. Sin embargo, es importante que la aleación no sea calentada por encima de la línea de solidus porque se puede generar sobrecalentamiento, es decir fusión de componentes, preferencialmente sobre fronteras de grano, con un resultado no deseado en ductilidad y otras propiedades mecánicas [32].

El tiempo a una temperatura nominal para que se lleve a cabo completamente el tratamiento de solubilización, es una función de la microestructura antes del

tratamiento y de las dimensiones de la pieza. Esta temperatura puede variar desde menos de un minuto para láminas delgadas hasta 20 horas para masas más grandes, la disolución depende de [33]:

- 1.- El tamaño y distribución de los precipitados existentes.
- 2.- La temperatura y el tiempo de permanencia arriba de la temperatura de solubilidad.
- 3.- Grado de deformación.

2.3.3. Endurecimiento por precipitación.

El atributo esencial de un sistema de aleación tratable térmicamente por precipitación es la dependencia de la solubilidad en la temperatura. Por lo que su requerimiento básico, es el decremento en la solubilidad en el estado sólido de uno a más de los elementos aleantes al descender la temperatura.

Las aleaciones de aluminio de la serie 7XXX son susceptibles de ser endurecidas mediante la precipitación de partículas de segunda fase, formadas por Zn y Mg los cuales representan los elementos principales de esta serie. La aleación tratada térmicamente conjuga una baja densidad con una alta resistencia mecánica.

Cuando el metal es entonces templado, los elementos aleantes permanecen en solución sólida sobresaturada, pero esta solución no es estable y se descompone lentamente a las temperaturas de envejecimiento; de esta manera los elementos aleantes precipitan en una forma “fuera del equilibrio”. Estos precipitados de transición son conocidos como zonas Guinier Preston (G.P) las cuales son coherentes o semicoherentes con la matriz y dan lugar a áreas muy localizadas de deformación establecidas alrededor de ellas y que son la causa del endurecimiento producido. El precipitado de equilibrio que se forma por sobre envejecimiento que en el caso del aluminio 7075 es el $MgZn_2$,

que siempre es incoherente y por lo tanto produce una disminución del endurecimiento.

Hay dos métodos principales para aumentar la resistencia y la dureza de una aleación dada: trabajo en frío o tratamiento térmico. El proceso de tratamiento térmico más importante para aleaciones no ferrosas es el de endurecido por envejecimiento o por precipitación.

Los objetivos del envejecimiento constan en:

- Aumentar la resistencia de muchas aleaciones de aluminio y otros metales.
- Crear en una aleación tratada térmicamente, una dispersión densa y fina de partículas precipitadas en una matriz de metal deformable. Las partículas precipitadas actúan como obstáculos del movimiento de las dislocaciones y, así, refuerzan la aleación tratada térmicamente.

Para aplicar este tratamiento térmico, el diagrama de equilibrio debe mostrar solubilidad sólida parcial, y la pendiente de la línea de solvus debe ser tal que haya mayor solubilidad a una temperatura mayor que a una menor.

La condición necesaria para que se produzca la precipitación en una solución sólida es, sencillamente, la existencia de una línea de solvus. Por consiguiente, se produce cierto grado de precipitación en la mayor parte de los sistemas de aleación y un grado notable en cientos de casos conocidos. Cualquier metal puede endurecerse por precipitación, mediante la adición de un elemento de aleación correctamente elegido. El endurecimiento sería aún mayor en el caso de aleaciones ternarias o de un número de componentes más elevado [30].

El proceso para obtener una aleación endurecida por precipitación puede dividirse en tres partes:

1. Elección de la composición: En esta sección se requiere contar con el diagrama de equilibrio de la aleación, el cual será el sistema que puede mostrar el endurecimiento como resultado de la precipitación de las fases, a partir de la solución sólida sobresaturada.

2. El tratamiento térmico de solubilización: El objeto de esta etapa, es disolver un máximo de la segunda fase en la solución sólida (a) y después, retener esta solución hasta alcanzar la temperatura ambiente. Esto se efectúa de la siguiente manera:

- Calentando la aleación hasta una temperatura elevada, pero inferior a la que produciría un crecimiento excesivo de grano o la fusión de uno de los constituyentes. Manteniendo esta temperatura desde una hasta varias horas, dependiendo del espesor de la pieza para que pueda producirse la solución.
- Templado en agua hasta obtener una solución sólida sobresaturada (a) a la temperatura ambiente. Después del tratamiento de disolución la dureza es relativamente baja, pero superior a la del material enfriado lentamente y revenido.

3. Tratamiento de precipitación: Es necesario un tratamiento de precipitación de la aleación para la formación de un precipitado finamente disperso. La formación de dicho precipitado en la aleación es el objetivo del envejecimiento. El precipitado fino en la aleación impide el movimiento de las dislocaciones durante la deformación, forzando a que éstas pasen a través de las partículas de precipitado cortándolas o rodeándolas. La aleación resulta reforzada

gracias a esta restricción del movimiento de las dislocaciones durante la deformación. En esta etapa se obtiene la dureza máxima de estas aleaciones, la solución sobresaturada sufre cambios que conducen a la formación de la segunda fase.

Las aleaciones en que la precipitación tiene lugar a temperatura ambiente, de modo que obtienen su resistencia total después de 4 ó 5 días de estar a temperatura ambiente, se conocen como aleaciones de envejecimiento natural, en tanto que las que necesitan recalentamiento a elevadas temperaturas para alcanzar su máxima resistencia, se conocen como aleaciones de envejecimiento artificial. Sin embargo, estas aleaciones también envejecen en forma limitada a temperatura ambiente, dependiendo de la rapidez y extensión del fortalecimiento de las características de las aleaciones.

A medida que se incrementa el tiempo de envejecimiento se forman las zonas de precipitación y su tamaño se incrementa; además, la aleación se hace más fuerte, dura y menos dúctil.

Estas propiedades mecánicas alcanzan un valor máximo durante la precipitación a una temperatura dada y posteriormente disminuyen gradualmente como consecuencia del sobre-envejecimiento. Este ablandamiento es consecuencia natural de la aproximación de la aleación al estado de equilibrio, al aumentar el tiempo durante el que la aleación se mantiene a temperatura. En efecto, una aleación muy sobre-envejecida sería esencialmente idéntica a una aleación recocida, es decir una aleación en la que la estructura de equilibrio se produce por medio de un enfriamiento lento desde la temperatura del tratamiento de solución [34].

Una aleación endurecible por precipitación en la condición de solución sólida supersaturada se encuentra en un estado de alta energía. Este estado de

energía es relativamente inestable y la aleación tiende a buscar un estado menor de energía por la descomposición espontánea de la solución sólida supersaturada en fases de equilibrio. Cuando la solución sólida supersaturada de la aleación endurecida por precipitación se envejece a una temperatura relativamente baja, para la que sólo se dispone de una pequeña cantidad de energía de activación, se forman unas agrupaciones de átomos segregados llamadas zonas de precipitación.

2.3.3.1. Tratamiento de envejecido T73.

La utilización de tratamientos térmicos sobremadurados, en particular el T73, ha conseguido prácticamente eliminar la susceptibilidad a corrosión bajo tensiones en dichas aleaciones pero a costa de reducir su resistencia mecánica, las aleaciones de aluminio de la serie 7000 son aleaciones endurecidas por precipitación. El pico de fuerza se desarrolla a través del tratamiento térmico T6, mientras que la condición T73 produce resistencia a la corrosión pero en cambio pierde entre un 10 y 15 por ciento de resistencia a la tracción.

2.3.3.2. Tratamiento de retrogresión y reenviejido (RRA).

El proceso de RRA se ha demostrado que mejora la resistencia a la corrosión a niveles cercanos a los de la condición T73. Sin embargo, un tratamiento térmico como este resultará en una reducción de 5 a 7 por ciento de resistencia a la tracción respecto a la del envejecido T6 (material base).

Un tratamiento térmico RRA implica dos etapas:

- 1) Etapa de retroceso en el intervalo de temperatura preferido de 180 a 200 °C durante 30 a 40 minutos.

2) Seguido de una etapa de reenvjecimiento a 120 ° C durante 24 horas.

El proceso de RRA atraviesa una serie de transformaciones metalúrgicas. En la cual a partir de la condición T6, el tratamiento de retrogresión se aplica en el rango de 180 a 200 °C (ver figura 4).

El resultado neto del proceso RRA es un material con una resistencia ligeramente por debajo de la del envejecido T6, junto con la resistencia a la formación de grietas en el medio ambiente asistido equivalente a la de un material de envejecido T73 [35].

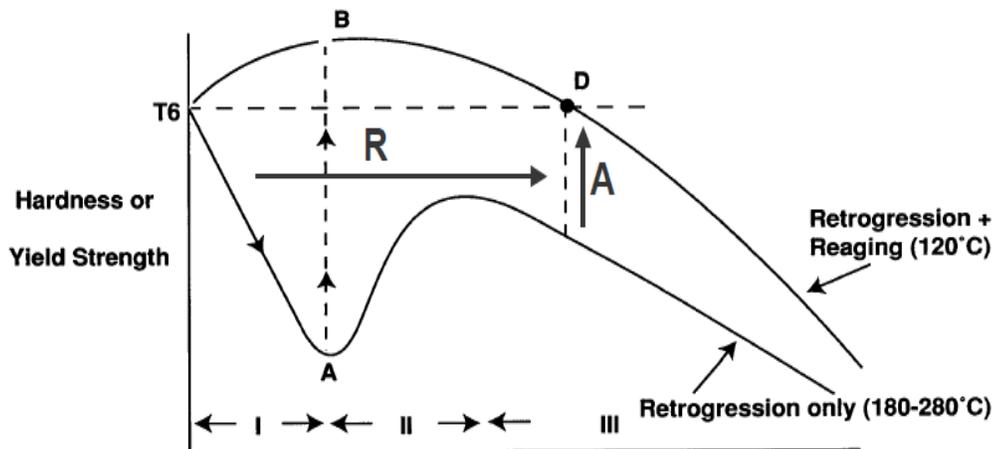


Figura 4. Gráfica de retrogresión y reenvjecido [35].

2.4. Dureza.

La dureza se define ingenierilmente como la propiedad de la capa superficial de un material de resistir a la deformación, en presencia de esfuerzos de contacto locales inferidos por otro cuerpo más duro, es decir la resistencia a la penetración. Esta resistencia es la función de las propiedades mecánicas del material, sobre todo de su límite elástico.

Si se tiene un material de composición dada, y se conoce su historial, se puede relacionar su límite elástico con el esfuerzo de cedencia, la resistencia a la tensión y la tenacidad. Por lo tanto las pruebas de dureza pueden proporcionar datos que permiten derivar muchas propiedades mecánicas importantes.

Las pruebas de dureza se basan en la aplicación lenta de una carga fija a un muescador que se abre paso sobre la superficie de la muestra, una vez que se retira la carga se mide el área o bien la profundidad de penetración, lo cual indica la resistencia a la carga [36].

Existen tres clases de pruebas de dureza:

2.4.1. Prueba Brinell.

Se basa en cargas mecánicas o hidráulicas hasta de 3,000 kg, que actúan a través de una bola de 10 mm de acero endurecido o de carburo. A fin de compensar las variaciones en la respuesta de los materiales a la aplicación de la carga, se debe especificar el tiempo que ésta se aplica.

Para materiales duros, tales como el acero, un período de carga de quince segundos es el apropiado. Los metales y las aleaciones más blandos, por ejemplo el bronce, requieren alrededor de treinta segundos; y el magnesio, aproximadamente dos minutos. Después de quitar la carga, el diámetro de la impresión hecha por la bola se mide en milímetros.

El número de dureza de Brinell, cuya abreviatura es BHN, es el cociente de la carga P , dividido por el área A de la impresión:

$$\text{BHN} = \frac{2P}{\pi D * [(D - \sqrt{D^2 - d^2})]}$$

En donde:

D - diámetro de la bola

d - diámetro de la impresión

En la práctica, el BHN se lee directamente en una tabla en la que se enumeran valores diferentes de d para varios valores de P .

La prueba de Brinell produce una impresión grande en la superficie de la pieza, cuando no se pueda tolerar una impresión tan grande (a menudo éste es el caso), la prueba es destructiva.

2.4.2. Prueba Rockwell.

Las pruebas de Rockwell dependen de la medición de la profundidad diferencial de una deformación permanente, producida por la aplicación y la eliminación de cargas diferenciales. Se usan varias combinaciones de penetrador y carga, para adaptar las distintas pruebas de Rockwell a materiales de diversa dureza y espesor. Entre los penetradores se incluyen diamantes de forma cónica y bolas de acero duro, cuyos diámetros varían 1/16 a 1/2 pulgada. El diamante cónico tiene un ángulo de abertura de 120° y un radio de 0.2 mm, en la punta (ver figura 5) [36].

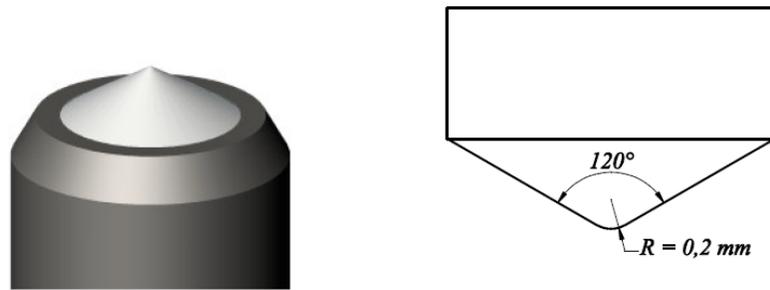


Figura 5. Indentador cónico esferoidal de Rockwell.

Las pruebas Rockwell estándar requieren que se emplee una carga ligera de 10 kg, para asentar firmemente el penetrador en la superficie de la muestra; esto se conoce como carga menor. Después de la aplicación de la carga menor, se pone a cero el calibrador de profundidad y se aplica y se retira una carga mayor, llamada carga principal. Mientras se encuentra actuando la carga menor, se mide la profundidad de penetración permanente. El indicador de profundidad, que sirve para medir la penetración, se calibra en forma tal que su lectura se haga directamente en índices de dureza, en vez de pulgadas. Las cargas más usuales para las pruebas Rockwell están dar son de 60, 100 y 150 Kg.

Las pruebas Rockwell superficiales se utilizan para medir la dureza de muestras delgadas y de otras que sólo tienen una capa delgada de endurecimiento superficial sobre una base blanda (llamada núcleo). Los penetradores existentes para las pruebas superficiales son los mismos que los que se emplean para las pruebas estándar. Las cargas para las pruebas superficiales son mucho más ligeras que para pruebas estándar; la carga menor es de 3 kg y la mayor de 15, 30 ó 45 kg.

La amplia gama de combinaciones de penetradores y cargas permite la adaptación de la prueba Rockwell a una variedad igualmente amplia de materiales de diversas durezas. El penetrador de diamante permite probar fácilmente los aceros más duros, y las bolas grandes permiten probar materiales blandos e, incluso, plásticos. En general, se considera que las pruebas de Rockwell no son destructivas, ya que las cargas ligeras y los pequeños penetradores producen impresiones diminutas; sin embargo, a causa de la pequeñez de las impresiones, deben tomarse varias lecturas para obtener un resultado representativo. Además, cuanto menores sean las impresiones tanto mayor debe ser el cuidado que se tenga al preparar la superficie.

No obstante los esfuerzos especiales necesarios para preparar la superficie, la prueba Rockwell es más sencilla y se realiza con mayor rapidez que la de Brinell. Aunque la superficie de la muestra debe ser plana, si se quieren obtener los resultados óptimos en las superficies no planas, la prueba de Rockwell da mejores resultados que la de Brinell.

2.4.3. Prueba Vickers.

En la prueba de dureza de Vickers se utiliza como penetrador un diamante tallado en forma de pirámide de base cuadrada invertida. Se aplican cargas ligeras por medio de un sistema de pesas y palancas.

La impresión de la prueba de Vickers se mide utilizando un microscopio y es tan pequeña que se le puede considerar como una medición semi-microscópica de dureza. La impresión larga puede medirse con mayor precisión que las diagonales iguales y más cortas de las impresiones cuadradas de Vickers. La dureza de Vickers se calcula dividiendo la carga por

el área proyectada de la impresión. En la práctica, el índice de dureza se determina a partir de tablas de carga y mediciones diagonales (ver figura 6) [36].

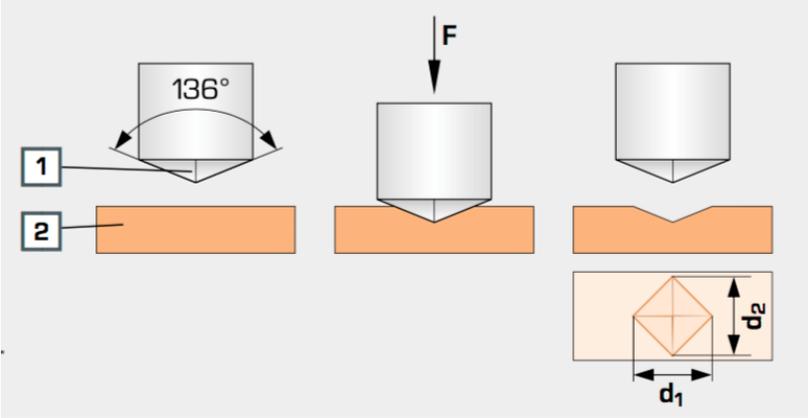


Figura 6. Penetrador de diamante Vickers.

2.5. Tensión.

La tensión es la capacidad de un cuerpo de sufrir una deformación por una carga aplicada; el ensayo consiste en someter una probeta normalizada a un esfuerzo o tensión axial aplicada en una unidad de sección transversal.

El ensayo de tensión es uno de los más importantes para determinar las propiedades mecánicas de los materiales. Con la realización de estos ensayos se pretende determinar el límite de fluencia, elongación en el punto de fluencia, carga de rotura y reducción de área de acuerdo a lo establecido por la norma ASTM E-8. Este ensayo consiste en someter una pieza de forma cilíndrica o prismática de dimensiones normalizadas (estándar), denominada probeta, a un esfuerzo de tracción continuo (tendencia a estirar el material) [37].

Consideremos una probeta de longitud l_0 y una sección A_0 sometida a una fuerza F perpendicular a la sección de la probeta. Se define esfuerzo o tensión (σ) como la fuerza aplicada a la probeta por unidad de sección transversal A_0 .

$$\sigma = F/A_0$$

Sus unidades en el Sistema Internacional son: Nm^2 que equivale a un Pascal.

Supongamos que durante el ensayo la varilla se alargó una longitud l , siendo l = longitud final de la probeta y l_0 = longitud inicial de la probeta. $\Delta l = l - l_0$

Definimos deformación o alargamiento unitario (ϵ) de la probeta como el cociente entre el cambio de longitud o alargamiento experimentado y su longitud inicial. $\epsilon = (l - l_0) / l_0 = \Delta l / l_0$

Debido a que el valor de deformación no tiene unidades, se puede utilizar el porcentaje de alargamiento. % deformación = ϵ (%) = $(\Delta l / l_0) * 100$

2.6. Fatiga.

La fatiga es un proceso de acumulación de daño, agrietamiento y fractura de un cuerpo sometido a cargas variables o cíclicas. Este es un fenómeno que se presenta comúnmente en componentes que se encuentran sujetos a cargas dinámicas, por ejemplo: piezas automotrices, estructuras de aviones, álabes de turbinas y algunas otras máquinas que están en forma constante a cargas repetitivas en forma de tensión, compresión, flexión, vibración y contracción. Con frecuencia esos esfuerzos son menores que la resistencia de cedencia del material, sin embargo, cuando el esfuerzo se aplica con una cantidad suficiente de veces causa la falla por fatiga [38].

A mediados del siglo XIX la fatiga se empleó por el uso de maquinarias y estructuras metálicas. En aquel tiempo, la fractura frágil aparente de las piezas que fallan por fatiga, se interpretó como una “cristalización” del metal durante el uso que lo volvía frágil haciendo que se fracturara bajo cargas o impactos súbitos. A través de las investigaciones realizadas por Wohler en 1860, se supo que la fatiga no alteraba las propiedades del material, sino que por medio de cargas repetitivas existía un agrietamiento paulatino.

En base a las investigaciones realizadas, se ha demostrado que para que la fatiga ocurra se requiere de al menos tres condiciones:

- a) Al menos una parte del ciclo de carga con un esfuerzo de tensión
- b) Una amplitud de variación del esfuerzo superior a un valor mínimo llamado límite de fatiga
- c) Un número suficiente de ciclos [39].

En la actualidad se observa que la fatiga ocurre en prácticamente todos los materiales de ingeniería, sin embargo, no es completamente entendida, es por ello, que se realizan investigaciones con el propósito de predecir la vida en

fatiga, desarrollar materiales resistentes a ella y comprender mejor su mecanismo [40].

La fatiga es posible llevarse a cabo en muchas situaciones en las cuales es probable contar con las tres condiciones necesarias para que esta ocurra, sin embargo, existen situaciones en donde el proceso de fatiga no es medible, esto debido a que su magnitud no es suficiente para provocar dicho fenómeno; ya que el factor importante en este proceso es el tiempo o el número de ciclos en el cuál se presentará y, si el valor de alguno de estos es mayor que la vida esperada de servicio del componente.

Es por ello que la fatiga se evalúa en términos del tiempo o número de ciclos que tarda en ocurrir la fractura final, definiendo esa cantidad como la vida en fatiga [39].

2.6.1. Etapas de la propagación de grietas por fatiga.

La fatiga es un fenómeno complejo en el cual no existe un mecanismo único de propagación de grietas por fatiga, como en la mayoría de los componentes estructurales y mecánicos los esfuerzos de servicio son menores que el esfuerzo de cedencia, la propagación de grieta por fatiga transcurre en un cuerpo deformado elásticamente y los principios de la mecánica de fractura lineal – elástica son válidos para caracterizar el comportamiento de los materiales en fatiga [39].

Actualmente es aceptado que la propagación de grietas por fatiga ocurre en tres etapas:

- ✓ Etapa I. Nucleación de grietas: También es llamado etapa de “daño interno” y se presenta en ausencia de concentradores de esfuerzos. La

deformación cíclica produce una alteración de la subestructura de dislocaciones que conducen a la formación de discontinuidades geométricas que posteriormente se desarrollan como grietas. La extensión de esta etapa depende de la amplitud de esfuerzos; amplitudes de bajos esfuerzos, nucleación de grietas puede significar hasta el 90% de la vida en fatiga del componente [39].

Las características más sobresalientes en esta etapa son la nula distinción entre el mecanismo de iniciación y propagación lenta de grietas. La fractura tiende a ser cristalina con combinaciones de modo I y II, está fuertemente influenciada por el esfuerzo y la microestructura. Generalmente el micro mecanismo de propagación es por movimiento local de dislocaciones [39].

- ✓ Etapa II. Propagación de grietas: Para la mayoría de los casos reales, la fatiga transcurre como la propagación de una grieta estable en el material, ya sea por la presencia de concentradores de esfuerzos o porque la nucleación de grietas es acelerada por algún medio. La fractura ocurre por un mecanismo particular asociado con la deformación cíclica de la punta de la grieta, mientras que la deformación del resto de la pieza puede ser elástica [39]. Se presenta una fractura no cristalina transgranular y perpendicular al esfuerzo principal máximo. El mecanismo de propagación es por deformación cíclica y es fuertemente influenciado por el ambiente. Se le denomina propagación estable, porque la grieta se puede acelerar, retardar, detener o mantener una rapidez de propagación constante en relación directa con los cambios del factor de intensidad de esfuerzos [39].

- ✓ Etapa III. Propagación inestable o fractura final. Cuando la grieta está próxima a alcanzar su tamaño crítico, la fractura comienza a ocurrir por una combinación de fatiga (es decir, deformación cíclica de la punta de

la grieta) y formas de fractura estática, como la fractura por clivaje o por coalescencia de huecos. En esta etapa la falla es controlada por la tenacidad a la fractura del material, con una gran influencia de la microestructura y del estado de esfuerzos. Esta etapa culmina con la ruptura final por el mecanismo predominante de fractura estática (clivaje, desgarramiento dúctil y de cohesión) [39].

El mecanismo de propagación de la grieta en cada etapa es diferente, por lo general, y esto hace que las zonas de la fractura en cada etapa aporten importante información sobre el origen y secuencia de propagación de la fractura, así como el efecto de variables externas como el medio ambiente, el patrón de cargas, entre otros.

La fractura final por lo general se caracteriza por presentar una superficie rugosa y con un labio de corte (ver figura 7).

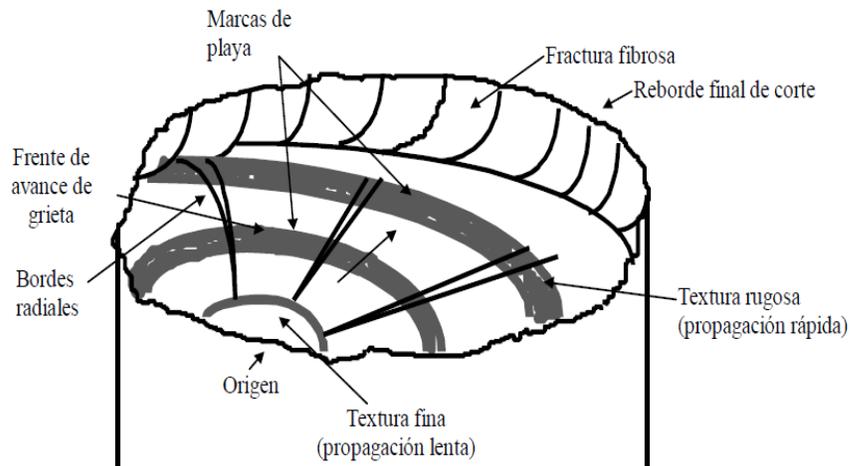


Figura 7. Superficie de fractura por fatiga (ASTM Handbook).

2.6.2. Descripción de la propagación de grietas por fatiga usando el factor de intensidad de esfuerzos.

La publicación de Paris y Erdogan [41] en 1963 fue determinante en el desarrollo de los estudios de propagación de grietas por fatiga. A través de una pieza rectangular con una grieta central de una aleación de aluminio de alta resistencia bajo dos tipos diferentes de condiciones de carga, desarrollaron el análisis de los datos del crecimiento de una grieta por fatiga.

Una de las condiciones fue una tensión pequeña, la otra condición una fuerza concentrada actuando sobre la superficie de la grieta. Cuando la carga es constante y cíclica, se observa en la primera condición que el valor de K se incrementa con la longitud de la grieta. Los datos reportados por Paris y Erdogan fueron fundamentados por un ΔK , como la fuerza motriz del agrietamiento por fatiga.

La pregunta principal que se relaciona con la propagación de grietas por fatiga (PGF) es ¿Cuánto tiempo tarda para que el crecimiento de grieta de un tamaño inicial alcance un tamaño máximo permisible?, es decir, para poder conocer el tamaño de grieta con el cual fallará un componente lo cual se desea evitar, hay tres aspectos a considerar antes de responderla:

1. El tamaño de la grieta (a_i), corresponde al tamaño mínimo que puede ser detectado usando técnicas de inspección no destructivas.
2. El tamaño de la grieta crítico o máximo permisible (a_c), el tamaño máximo de grieta permitido puede ser determinado, al menos al principio usando análisis de mecánica de fractura lineal elástica (MFLE), donde el parámetro que caracteriza la resistencia a la PGF, se define en términos del valor crítico del factor de intensidad de esfuerzos, K_{Ic} ; que es una propiedad del material

conocida como tenacidad a la fractura y que es independiente del tamaño y geometría del componente. En otras palabras la falla catastrófica de un material agrietado ocurre cuando el factor de intensidad de esfuerzos llega a un valor crítico.

3. El período de crecimiento de grieta entre a_i y a_c , requiere conocimientos de la rapidez de propagación de grietas por fatiga. Esto debido a que los componentes y estructuras reales contienen ciertas discontinuidades (huecos, defectos, heterogeneidades, etc.) que sirven de sitios de iniciación de microgrietas cuyo crecimiento las lleva a un tamaño suficientemente grande para aplicar la mecánica de fractura, pero demasiado pequeño para su detección. La forma de ciclo de carga, es la primera variable mecánica importante dentro de la fatiga, ya que determina la magnitud y rapidez de deformación en la punta de la grieta.

En las tres etapas de la propagación de la grieta, la rapidez de propagación de esta depende de la amplitud de la variación de los esfuerzos en la punta de la grieta, el cual en condiciones lineal – elásticas dependen de K . El tipo de carga aplicada puede ser cíclica, fluctuante o aleatoria (ver Figura 8).

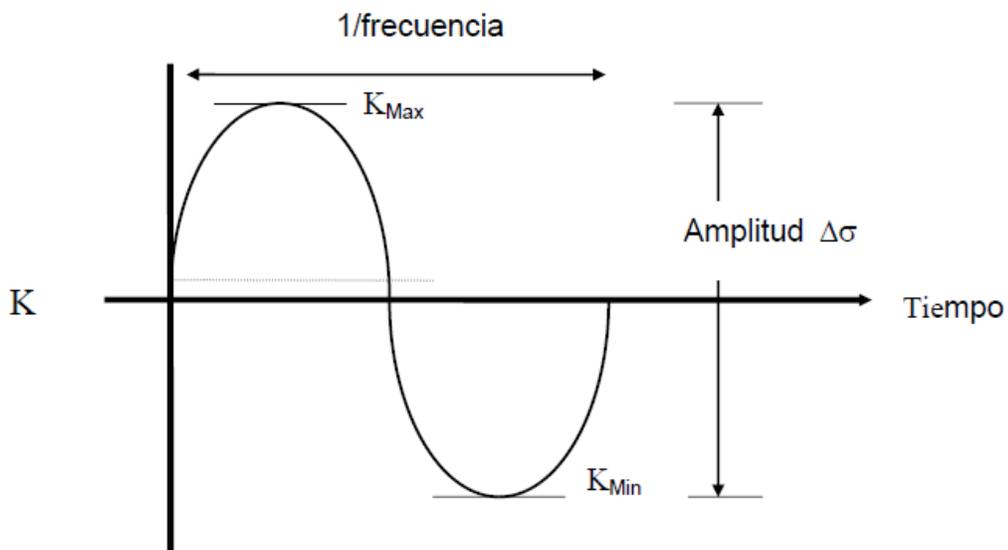


Figura 8. Forma de la carga cíclica o periódica (ASTM Handbook).

Durante un ciclo, la carga varía sobre un intervalo definido como:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$$

La forma general de K, según la mecánica de fractura lineal elástica es:

$$K = P\beta\sqrt{\pi a}$$

Si la amplitud de carga es constante, el ciclo de carga queda completamente definido con la relación de cargas R, cuya definición matemática es:

$$R = P_{\min} / P_{\max}$$

$$R = K_{\min} / K_{\max}$$

Desde el punto de vista mecánico, la principal característica de la fatiga es el tipo de ciclo de carga. Este puede variar dependiendo de la relación R que representa el esfuerzo promedio, de la frecuencia y de la forma de variación de carga (ver tabla 5).

Tabla 5. Tipos de carga en fatiga, de acuerdo con R.

Tipo de Ciclo	Valor de R
Tensión-Tensión	0<R<1
Tensión-Compresión	-α<R<0
Tensión - Compresión completamente inversa	R=-1
Compresión – Compresión	R>1

La velocidad de propagación de grietas (da/dN), se puede determinar experimentalmente en especímenes agrietados, a los que se les aplica ciclos repetidos de carga de amplitud constante; mediante la ecuación $R=K_{\min} / K_{\max}$ se conoce la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos ΔK . Obteniendo el valor ΔK y utilizando la ecuación de Paris, se determina la propagación de grieta por fatiga (PGF).

Durante la Etapa I, la rapidez de propagación de la grieta está influenciada por el nivel de esfuerzo (o mejor dicho por ΔK). La propagación de la grieta es cristalina ya que se propaga a lo largo de los planos cristalinos del material; debido a que la zona plástica es muy pequeña, queda contenida dentro de los granos del material, por lo que esta etapa ve afectada la microestructura del material (ver figura 9).

En la etapa II, el incremento de la longitud de la grieta por ciclo (da/dN) depende de ΔK , de manera que en una prueba de fatiga bajo esfuerzo constante, la velocidad de crecimiento de la grieta por ciclo (da/dN) aumenta progresivamente, debido a que ΔK aumenta. Paris en 1962 fue uno de los primeros investigadores en notar este comportamiento al presentar los datos de (da/dN) vs. ΔK en una gráfica logarítmica, como se muestra en la figura 6 en donde encontró que la rapidez de propagación de grietas por fatiga presenta tres regiones bien definidas que corresponden a las etapas de crecimiento de la grieta en fatiga [42].

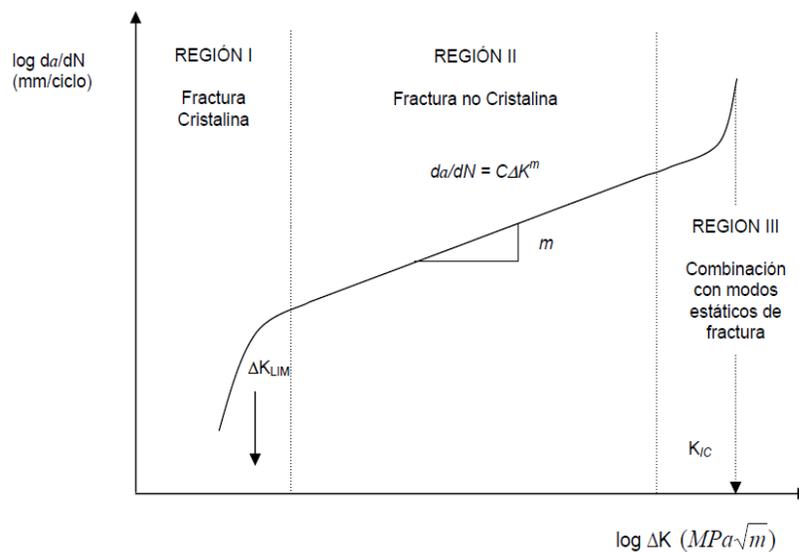


Figura 9. Caracterización de la rapidez de crecimiento de grietas por fatiga en función de la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos.

Nótese que en la Región I se observa una región de ΔK debajo de la cual la velocidad de propagación es prácticamente nula, éste valor es llamado límite de fatiga.

En la Región II se presenta una relación lineal, entre dichas variables, Paris encontró que para la gran mayoría de los materiales se cumple la siguiente relación:

$$da/dN = C\Delta K^m$$

Donde C y m son constantes del material que son determinadas experimentalmente. Esta ecuación es la base para muchas aplicaciones de la mecánica de fractura al análisis de propagación de grietas por fatiga (PGF). La etapa II es fuertemente influenciada por el ambiente y es relativamente independiente de la microestructura, siendo la propagación de la grieta principalmente transgranular. El exponente de la ecuación de Paris m varía de 2 a 5 dependiendo del material, mientras que la constante C es muy sensible al ambiente.

2.6.3. Predicción del crecimiento de grietas por fatiga.

La velocidad de crecimiento de grietas sometidas a cargas cíclicas de amplitud constante se expresa en incrementos de longitud de grieta por ciclo, da/dN . Los valores de da/dN para diferentes condiciones de carga, se determinan experimentalmente a partir de los cambios de longitud de grieta tras un cierto número de ciclos. Cuando el rango de tensiones aplicadas es constante, generalmente la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta con el número de ciclos, como se muestra en la figura 10.

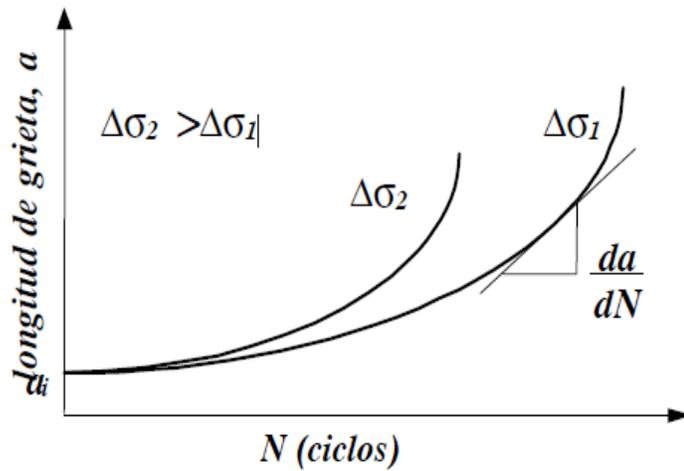


Figura 10. Curva de velocidad de crecimiento de grieta.

Cuando las tensiones aplicadas al componente son pequeñas de manera que la deformación plástica por delante del borde de grieta es una perturbación menor al restante campo elástico, las soluciones de la mecánica de la fractura elástica lineal proporcionan una descripción adecuada para la fractura por fatiga. Paris [41] sugirió que para variaciones cíclicas del campo de tensiones aplicado, la caracterización de la velocidad de crecimiento de grieta podría basarse en el rango del factor de intensidad de tensiones calculado en base a la MFEL.

2.6.4. Superficies de fractura por fatiga.

El aspecto morfológico de la fatiga es semejante al clivaje de una fractura frágil a nivel macroscópico, la principal diferencia se observa a nivel microscópico [43]. La característica más notable de las superficies de fractura por fatiga a nivel microscópico son las estrías. Las estrías por fatiga son líneas paralelas al frente de la grieta. Estas microcaracterísticas no se deben de confundir con la macro característica denominadas “marcas de playa”. Cientos o miles de estrías pueden concentrarse entre dos marcas de playa. Las estrías

representan el avance de la grieta, mientras que las marcas de playa representan la detención del avance de la grieta [44].

2.6.5. Características macroscópicas de la superficie de fractura por fatiga.

Las marcas de playa son una característica de identificación de muchas fracturas por fatiga. Este término se refiere a marcas o relieves visibles macroscópicamente e indica etapas de la interrupción, en el período de propagación (etapa II) de las fracturas por fatiga en metales relativamente dúctiles, alrededor de un punto común centrado que corresponde al origen de la grieta.

Las marcas de playa se forman de dos maneras [45].

1. Por deformación plástica microscópica en la punta de la grieta por fatiga durante el período de descarga o cuando el esfuerzo del ciclo no es suficientemente alto para propagar la grieta por fatiga.
2. Por la oxidación de la superficie de fractura, debido a la diferencia en el tiempo de exposición al medio ambiente durante la PGF. El área cerca del origen, es expuesta a un mayor tiempo que otra porción durante la fatiga, por lo tanto, esta diferencia en el tiempo de exposición produce la deformación de líneas o círculos concéntricos que emanan desde el origen.

Las marcas de playa, no se presentan cuando la fractura por fatiga se realiza en condiciones de crecimiento continuo de grieta y sin ninguna variación en la carga como son pruebas de laboratorio [46].

2.6.6. Características microscópicas de la superficie de fractura por fatiga.

Las estrías son las características microscópicas más evidentes de la fractura por fatiga. Durante la etapa II de PGF, la punta de la grieta es extremadamente aguda, sin embargo, cada vez que la grieta se abre por un esfuerzo de tensión, la punta se deforma plásticamente, achatándose a escala microscópica, la cual causa el avance de la fractura, creando un relieve pequeñísimo o estría en cada una de las superficies fracturadas.

Las estrías están orientadas perpendicularmente a la dirección de la propagación de la grieta. Sin embargo, la variación en los esfuerzos locales y microestructura pueden cambiar la orientación del plano de la fractura y alterar la dirección de alineación de las estrías. Las partículas de segunda fase e inclusiones en un metal pueden cambiar la velocidad de propagación de grietas por fatiga local, resultando el espaciado de las estrías. Cuando una grieta se aproxima a estas partículas, brevemente se retarda si la partícula permanece intacta o se acelera si la partícula es agrietada. En ambos casos la velocidad de propagación cambia solamente en la vecindad de la partícula y por consiguiente no afecta significativamente en la velocidad total [47].

Cada estría es el resultado de un ciclo simple de esfuerzos, pero cada ciclo no produce necesariamente una estría, el espacio y claridad de la estriación depende de la carga aplicada y de la ductilidad del material. Las estrías son más visibles en materiales dúctiles.

2.7. Corrosión.

La corrosión es el deterioro de un material, usualmente un metal que resulta de la reacción con su ambiente; se entiende por ambiente los alrededores o las condiciones físicas, químicas o mecánicas, en los cuales se encuentra un material [48]. Conforme avanza el tiempo el material va generando una capa fina de óxido o algún otro compuesto en su superficie, lo que resulta en la pérdida de propiedades del material.

Se distinguen dos clases de corrosión:

- Corrosión Seca.- cuando el ataque se produce por reacción química, sin intervención de corriente eléctrica.
- Corrosión Húmeda.- cuando es de naturaleza electroquímica, es decir que se caracteriza por la aparición de una corriente eléctrica dentro del medio corrosivo.

2.7.1. Tipos de Corrosión.

Clasificación de acuerdo a la morfología de ataque: esta se basa en el tipo de ataque sobre la superficie del metal y puede ser:

1. Corrosión uniforme: es la más común, se caracteriza por mostrar un ataque generalizado en todos los puntos del área superficial del metal, ocurre con los metales que se encuentran en condiciones agresivas.

2. Corrosión localizada: se trata de ataques puntuales o en ciertas zonas de las superficies del metal, dentro de esta podemos clasificarlas en [49]:

- Corrosión por placas. El ataque en placas puede considerarse como un caso intermedio entre la corrosión uniforme y la corrosión por picadura, la cual se produce por la composición química del material e impurezas.

Comúnmente este tipo de corrosión, se genera en aleaciones por lo que el proceso de corrosión se genera en fases puntuales del material.

- Corrosión por picadura. El proceso de corrosión por picadura, se origina por la degradación de la capa superficial de óxido, que inicialmente protege al material pero que debido a su poca adherencia y compactación es fácilmente degradado. Este ataque es de los más agresivos, degradando el material de forma localizada, causando penetraciones profundas, propagándose hacia el interior del metal.

Las posibles causas que conllevan a este tipo de corrosión son por incremento de las concentraciones de iones cloruro, temperatura, oxidantes y disminución del pH.

- Corrosión intergranular. Este ataque se localiza en los límites de grano del material metálico. Aquí se pierde la coherencia entre los granos y el material. Reduciendo significativamente, sus propiedades mecánicas. Este tipo de corrosión puede ser causada por impurezas en los límites de grano.
- Corrosión fisurante. Se conoce también como corrosión bajo tensión y ocurre cuando la aleación está sometida a tensión mecánica de tracción, bien sea aplicada o residual, y se encuentra en contacto con un medio agresivo que suele ser específico para cada material [50].

2.7.2. Corrosión Electroquímica.

La corrosión es un proceso electroquímico que se lleva a cabo mediante una celda que causa este proceso, la cual se compone esencialmente de: un ánodo, un cátodo y un electrolito (la solución conductora de electricidad).

El ánodo es el lugar donde el metal es corroído: el electrolito es el medio corrosivo; y el cátodo, que puede ser parte de la misma superficie metálica o de otra superficie metálica que esté en contacto, forma el otro electrodo en la celda y no es consumido por el proceso de corrosión. En el ánodo el metal corroído pasa a través del electrolito como iones cargados positivamente, liberando electrones que participan en la reacción catódica. Es por ello que la corriente de corrosión entre el ánodo y el cátodo consiste en electrones fluyendo dentro del metal y de iones fluyendo dentro del electrolito [51].

2.7.2.1. Curvas de Polarización.

Muestran la relación entre el potencial de electrodo y la intensidad de corriente (i vs. E). Las curvas de polarización se determinan aplicando una corriente constante y midiendo el potencial, repitiendo este procedimiento para diversos valores de corriente y midiendo en cada caso el nuevo potencial alcanzado. Otra forma de determinar la relación i - E es aplicando un potencial constante y determinando la forma en que varía la corriente [52].

2.7.2.2. Resistencia de Polarización Lineal.

La técnica electroquímica, comúnmente referida como la técnica LPR o de Resistencia de Polarización Lineal, es el único método para el monitoreo de la corrosión que permite medir las tasas de corrosión de forma directa, en tiempo real.

Aunque está limitado su uso a medios conductivos líquidos, el tiempo de respuesta y la calidad de los datos que aporta esta técnica es claramente superior, donde sea aplicable, frente a todos los otros medios de monitoreo de la corrosión. Esta técnica es particularmente útil como un método de rápida identificación de la tasa de corrosión presente y el efecto de las acciones tomadas contra ésta, prolongando así la vida útil de la planta [53].

CAPÍTULO III. MATERIALES Y MÉTODOS.

En el desarrollo de este capítulo se realiza la descripción detallada del desarrollo experimental realizado, así como las técnicas y los equipos que se emplearon en este trabajo para la obtención de los resultados.

El material base empleado es una aleación de aluminio 7075 – T6, la cual tiene un tratamiento T6, que es conocida como “duraluminio” en el ámbito comercial. Se utilizaron placas de dicha aleación con un espesor de 6 mm por 500 mm de largo y 70 mm de ancho (ver figura 11).



Figura 11. Placa de aluminio 7075-T6.

3.1. Soldadura TIG.

La soldadura se realizo con una planta INFRA modelo ALPHA TIG 252 (ver figura 12), y se aplicaron los siguientes parametros y condiciones que se muestran en la tabla 6.



Figura 12. Equipo de soldar INFRA modelo ALPHA TIG 252.

Tabla 6. Parámetros y condiciones de soldadura.

Condiciones de soldadura	Descripción
Amperaje	200 A
Voltaje	18 V
Tipo de corriente	Corriente Alterna
Gas Inerte	Argón 70% - Helio 30%
Caudal	20 l/min
Tipo de unión	Soldadura a tope
Electrodo	3/16" Tungsteno puro- color verde.
Distancia de separación de la placa	½ e.
Punteado	10 mm cada 50 mm.
Limpieza	Cepillado del área de soldeo y limpieza con acetona.

Pre calentamiento	Sin pre calentamiento.
Técnica	Técnica de empuje.
Velocidad de soldadura	Manual (aprox. 150 mm/min).

El diagrama esquemático del proceso de soldadura TIG se muestra en la figura 13, Un electrodo de tungsteno no consumible protegido por gas inerte, se utiliza para golpear un arco eléctrico con el metal base [54]. El calor generado por el arco eléctrico se utiliza para fundir y unir el metal base, obteniendo un resultado como se muestra en la figura 14.

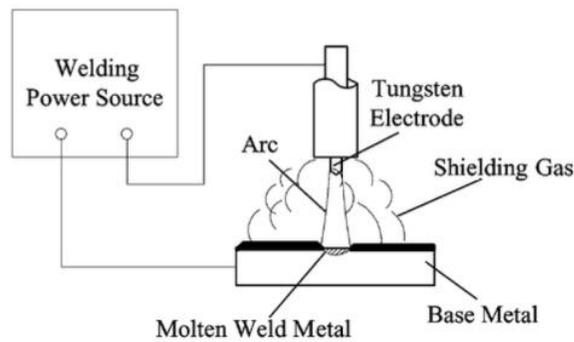


Figura 13. Diagrama del proceso de soldadura TIG.



Figura 14. Placa de aluminio 7075-T6 soldada con TIG.

3.2. Tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos se realizaron con el objetivo de mejorar las propiedades mecánicas de la aleación 7075 – T6; estos se llevaron a cabo en el laboratorio de corrosión electroquímica, en una mufla Termolyne de 1200 °C. En el presente trabajo los tratamientos térmicos aplicados fueron los siguientes [55]:

- Solubilizado
- T73
- Retrogresión y Re envejecido (RRA)

3.2.1. Tratamiento solubilizado.

Consiste en elevar a una temperatura determinada en la cual se puedan disolver los precipitados (ver tabla 7).

Tabla 7. Condiciones de solubilizado.

Probeta	Temperatura (°C)	Tiempo (h)
A	470	1
B	470	1
C	470	1

3.2.2. Tratamiento T73.

Esta condición es utilizada para eliminar la susceptibilidad a la corrosión bajo tensiones pero existe una reducción de su resistencia mecánica (ver tabla 8).

Tabla 8. Condiciones T73.

Probeta	Temperatura (°C)	Tiempo (h)
B	120	24
	160	30

3.2.3. Tratamiento de retrogresión y renevejecido (RRA).

El tratamiento de retrogresión y renevejecimiento (RRA) aplicado a la aleación 7075 ayuda a promover una abundante precipitación de la fase de equilibrio ($MgZn_2$) en la vecindad de los granos y subgranos (ver tabla 9).

Tabla 9. Condiciones del RRA.

Probeta	Temperatura (°C)	Tiempo (h)
C	120	24
	203	1/6
	120	24

En las siguientes figuras se observa el proceso que se desarrolló en la aplicación de los tratamientos térmicos haciendo uso de la mufla (ver figura 15), así como el enfriamiento denominado temple, aplicado a cada una de las muestras .



Figura 15. Mufla Termolyne.

3.3. Caracterización microestructural.

Se realizó el desbaste de las muestras en cada una de las condiciones de tratamiento térmico y de la aleación 7075-T6, para obtener una cara uniforme la cual se utilizó para realizar la caracterización metalográfica. Para esta caracterización se utilizaron lijas de SiC de grado: 60, 80, 100, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500, 2000 y 2500. A continuación, se pulió a acabado espejo una cara de cada muestra utilizando alúmina (Al_2O_3) de 1, 0.3 y 0.05 μm . (ver figura 16).



Figura 16. Muestras pulidas.

Posteriormente la cara de la muestra tratada anteriormente fue atacada con solución Keller compuesta por 190 (20) ml de agua destilada, 3 (20) ml ácido clorhídrico 32%, 5(20) ml ácido nítrico 65% y 1 (5) ml ácido fluorhídrico 40%, para poder revelar su microestructura [56].

La observación de la microestructura se realizó en el microscopio electrónico de barrido marca LEO modelo 1450 vp. Esta técnica permite obtener imágenes de gran resolución en materiales metálicos.

Por otra parte también se realizó el análisis por difracción de rayos x, se llevó a cabo en un difractómetro de Rayos X marca Rigaku, modelo DMAX 220 detector de centelleo, ánodo de cobre Cu, potencia del tubo 40 kV, 44 mA, paso 0.02, tiempo en cada paso 0.6 seg.

3.4. Ensayo de Dureza.

Se realizaron ensayos de Microdureza Vickers (HV) en la Facultad de Química de la UNAM en un microdurómetro Shimadzu como el que se muestra en la figura 17, este ensayo se aplicó a las probetas soldadas y tratadas térmicamente bajo la norma UNE 7-423-84, se aplicó una carga de 0.1 HV por 15 segundos [57].



Figura 17. Microdurómetro Shimadzu.

3.5. Ensayos de Tensión.

Se maquinaron probetas por duplicado para cada una de las condiciones de estudio (T6, Sol, T73 y RRA) y en forma perpendicular al cordón de soldadura como se muestra en la figura 18, para poder evaluar las propiedades mecánicas en la unión.

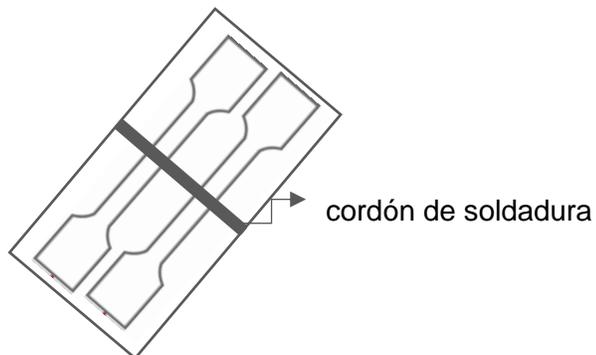


Figura 18. Orientación del maquinado de las probetas.

La norma ASTM E-8M [58] establece un estándar de las dimensiones que deben de tener las probetas para poder realizar los ensayos de tensión (ver figura 19).

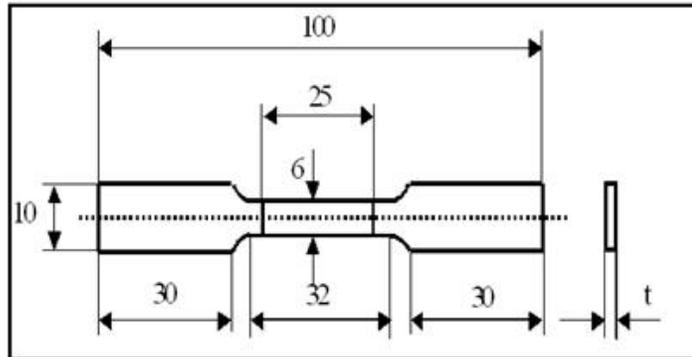


Figura 19. Estándar de probeta de tensión.

Los ensayos se realizaron en una máquina universal de ensayo de tensión Physical Test Solutions con extensómetro como se muestra en la figura 20, conforme a la norma ASTM E-8M, se empleó una velocidad de desplazamiento del cabezal de 0.5 mm/min con un área de ensayo de 36 mm.



Figura 20. Máquina universal de ensayo de tensión physical test solutions.

A través de este ensayo se encontraron las siguientes propiedades mecánicas como lo son:

- Módulo de Young (E)
- Esfuerzo último de tensión (UTS)
- Esfuerzo de tensión (σ_y)
- Esfuerzo de fractura ($\sigma_{fractura}$)
- Porcentaje de Elongación ($\% \epsilon$)

3.6. Pruebas de propagación de grietas por fatiga.

Las pruebas de propagación de grietas por fatiga (PGF) se realizaron con probetas de tipo Compacta de Tensión (CT) estándar, en modo de tensión - tensión, siguiendo el procedimiento de la especificación ASTM E-647 [59] para una prueba de ΔK constante.

De acuerdo a la figura 21 las dimensiones de la probeta Compacta de Tensión (CT) estándar fueron: ancho de 20 mm, espesor de 6 mm, longitud de 25 mm. La entalla iniciadora de grieta se maquinó en la parte central de las probetas, comenzando en la parte cercana a los barrenos y hasta una longitud de 9 mm [60].

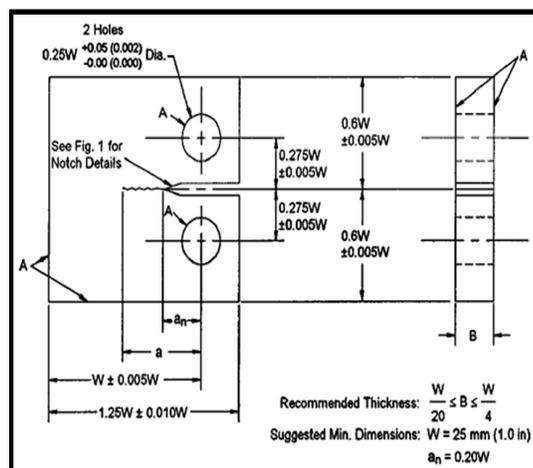


Figura 21. Estándar de la probeta de fatiga, Compacta de Tensión (CT).

Se emplearon mordazas de sujeción de un material grado herramienta Acero AISI D2, así como una par de pernos de Acero grado herramienta AISI O1 (ver figura 22).

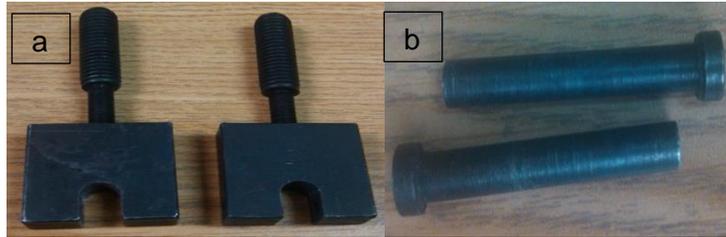


Figura 22. a) Mordazas y b) Pernos sujetadores.

El factor de intensidad de esfuerzos K para las probetas CT se calculó de la siguiente manera:

$$K = [P / (B \cdot \sqrt{W})] \cdot f(a/W)$$

En donde:

- P = Carga (KN)
- B = Espesor de la probeta (mm)
- W = ancho (mm)
- a = longitud de grieta (mm)

El factor geométrico $f(a/W)$ se obtuvo con la siguiente expresión [60]:

$$f(a/W) = (2 + \alpha) / (1 - \alpha)^{3/2} \cdot [0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4]$$
$$\alpha = a/W$$

Se introdujeron los datos en el ordenador de la carga máxima ($P_{\text{máx}}$) de 140 N y la carga mínima ($P_{\text{mín}}$) de 22 N, así como la frecuencia de 5 Hz con una onda de carga sinusoidal y un máximo de 100,000 ciclos.

Se empleó una máquina servo hidráulica – MTS de ciclo cerrado, controlada con señal de carga con una onda de carga sinusoidal a frecuencia de 5 Hz, con una relación de carga mínima y máxima de $R = 0.15$ en aire de laboratorio a temperatura ambiente.

La máquina servo hidráulica de ciclo cerrado tiene la capacidad de carga de 50 KN en modo de control por señal de carga, con las mordazas de sujeción ajustables como se muestra en la figura 23.



Figura 23. a) Panel de control y b) Máquina servo hidráulica – MTS.

Se empleó un extensómetro de tipo clip Modelo 632.03 C-20 con una longitud calibrada a 12 mm, esto para llevar el registro del desplazamiento de abertura de grieta (COD), el cual se colocó en las entallas maquinadas en el borde de la probeta (ver figura 24).



Figura 24. Extensómetro tipo clip, MTS.

Experimentalmente se realizó el registro de avance de grieta rayando las muestras con una distancia de separación de 1 mm entre cada una de las líneas, con la ayuda de una lupa de 10X de aumento se hizo el registró de los números de ciclos que alcanzaba cada una de las marcas conforme las probetas eran sometidas a fatiga.

3.7. Pruebas electroquímicas de corrosión.

Una vez realizada la soldadura TIG y los tratamientos térmicos, se obtuvieron muestras de 1 cm² de área, las cuales se pulieron a espejo con ayuda de una pulidora Leco Spectrum System 1000, así como con alúmina de 1µm, 0.3µm y 0.05µm. Terminado el pulido se hizo una limpieza ultrasónica exponiéndola 15 minutos en etanol y finalmente se encapsularon con resina epóxica.

Para el desarrollo de las pruebas se utilizó una celda convencional de tres electrodos (ver figura 25): la muestra, el electrodo de referencia de Ag/AgCl y el contraelectrodo de referencia de grafito. Estas se realizaron en un potencióstato ACM Instruments, a través del cual se programaron las pruebas, las mediciones electroquímicas obtenidas se registraron en una computadora de escritorio en la cual se conectaron las celdas. Estas pruebas se llevaron a cabo en un medio salino empleando cloruro de sodio (NaCl) al 3.5 % y agua destilada (ver figura 26).

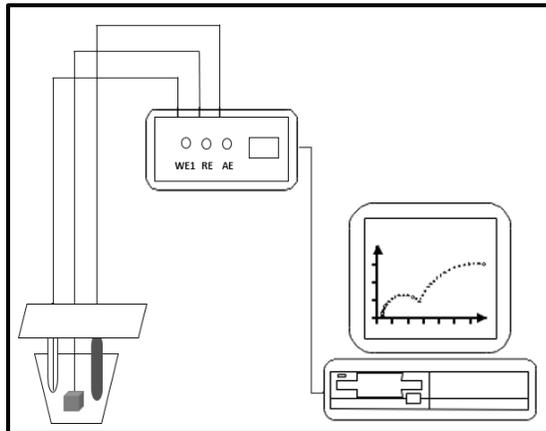


Figura 25. Diagrama de la celda convencional.



Figura 26. Electrodos sumergidos en medio salino (NaCl).

Los parámetros utilizados en cada uno de las técnicas fueron:

- Las curvas de polarización fueron sobre un potencial de -500 a 3000 mV, a una velocidad de barrido de 1 mV/s.
- La Resistencia a la Polarización Lineal (RPL) las mediciones se llevaron a cabo desde -10 a +10 mV a una velocidad de barrido de 1 mV/s por 24 horas tomando una lectura cada hora. (ver figura 28).



Figura 27. Prueba en desarrollo.

CAPÍTULO IV. RESULTADOS.

En este capítulo se muestran los resultados obtenidos de los diferentes ensayos realizados.

4.1. Caracterización.

4.1.1. Caracterización Microestructural.

Los estudios de microscopía electrónica de barrido de las muestras que fueron soldadas por TIG y posteriormente sometidas a los tratamientos térmicos T6, Solubilizado, T73 y RRA. Arrojan que el principal efecto de los envejecidos es el estado de precipitación de las fases de transición [61]. Debido a que los tipos de precipitación varían de acuerdo a la composición de la aleación a trabajar, es por ello que la secuencia generalmente aceptada es:



Donde: SS – Solución Sólida, Zonas Guinier Preston (I y II), Fase η' (fase de transición) y Fase η (fase de equilibrio) [62].

4.1.1.1. Condición T6.

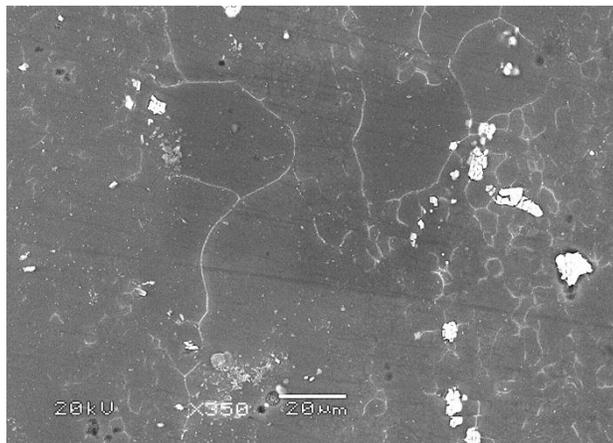


Figura 28. Micrografía de AA 7075 - T6 a 350X.

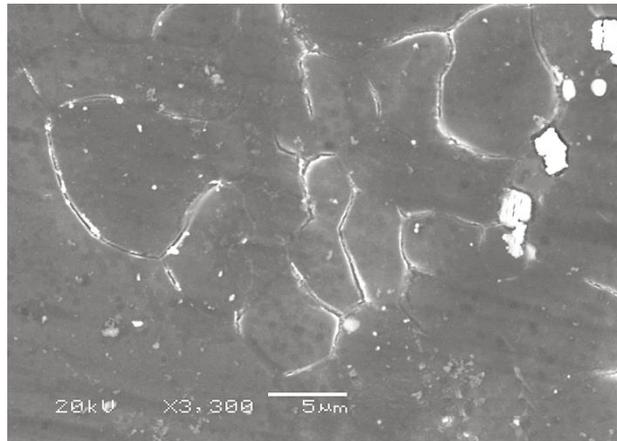


Figura 29. Micrografía de AA 7075 - T6 a 3,300X.

La condición T6 muestra un estado de precipitación en donde prevalece un estado de transición η' la cual se caracteriza por presentar finos precipitados, de menor tamaño en el grano y en mayor proporción (ver figuras 29 y 30).

4.1.1.2. Condición Solubilizada.

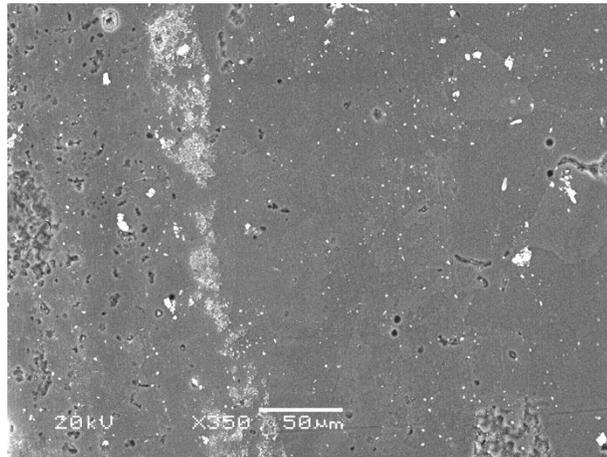


Figura 30. Micrografía de AA 7075 solubilizada a 350X.

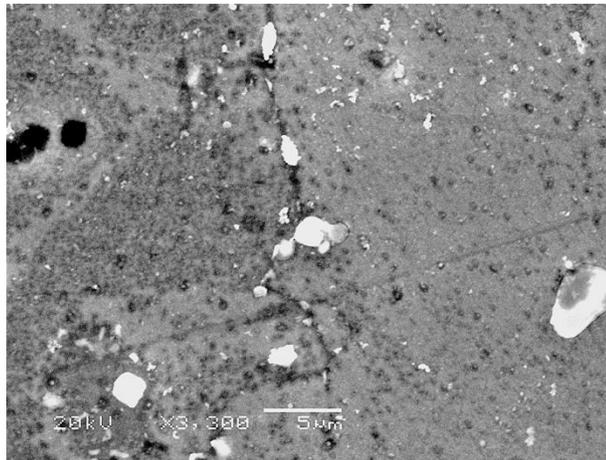


Figura 31. Micrografía de AA 7075 solubilizada a 3,300X.

La micrografía de la muestra solubilizada permite visualizar la secuencia de formación de fase η ($MgZn_2$) y disolución de la fase η' ($MgZn$) (ver figura 31) [63]. Esto corresponde con los análisis de Difracción de Rayos X y puede ser observado en la figura 32, donde se aprecia un aumento en el tamaño de los precipitados respecto a la condición T6; así mismo la presencia de precipitados finos en la matriz.

4.1.1.3. Condición T73.

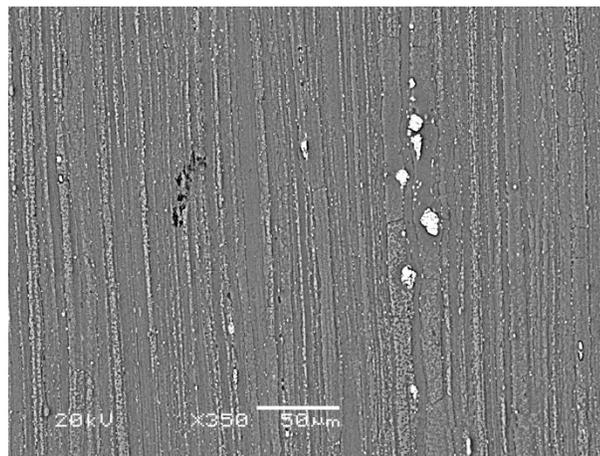


Figura 32. Micrografía de AA 7075 T73 a 350X.

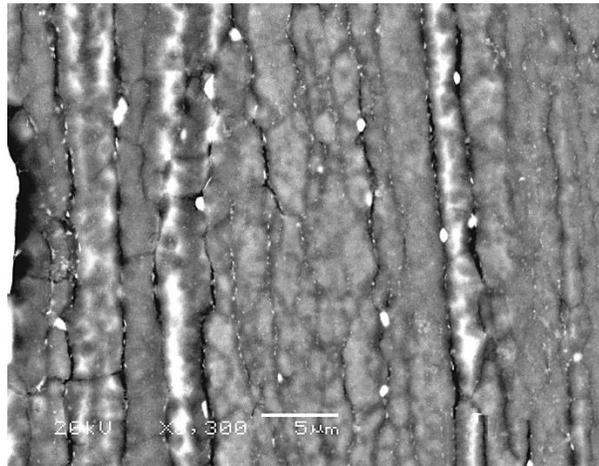


Figura 33. Micrografía de AA 7075 T73 a 3,300X.

Las temperaturas empleadas en la condición T73 propician el engrosamiento de los precipitados, que a su vez se localizan de forma más espaciada en la frontera de los granos presentando un aumento en su tamaño, prevaleciendo en mayor proporción la fase de equilibrio (ver figuras 33 y 34) [2].

4.1.1.4. Condición RRA.

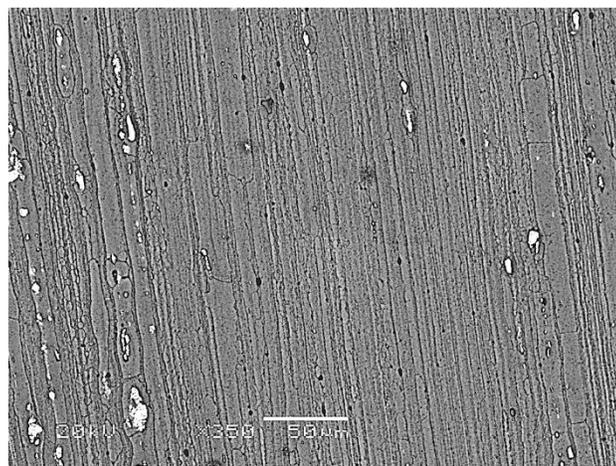


Figura 34. Micrografía de AA 7075 RRA a 350X.

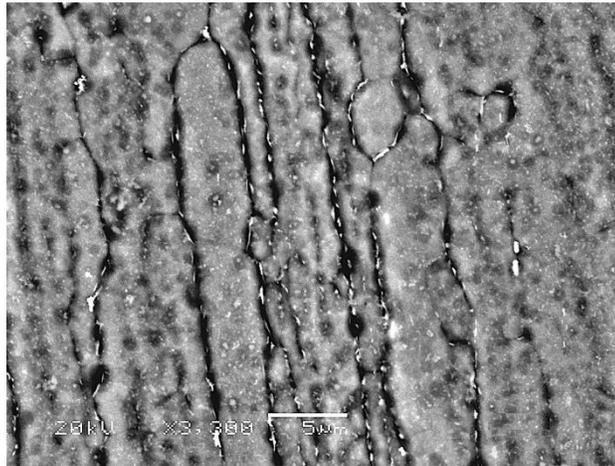


Figura 35. Micrografía de AA 7075 RRA a 3,300X.

El tratamiento de retrogresión y reenviejado (RRA) revela granos de forma alargada [64] en donde se muestra un engrosamiento de los precipitados η en el límite de grano, debido a que los precipitados η' no disueltos anteriormente evolucionan a la fase de equilibrio y algunos de ellos se mantiene en la matriz con una fina dispersión (ver figuras 35 y 36).

4.1.2. Difracción de Rayos X.

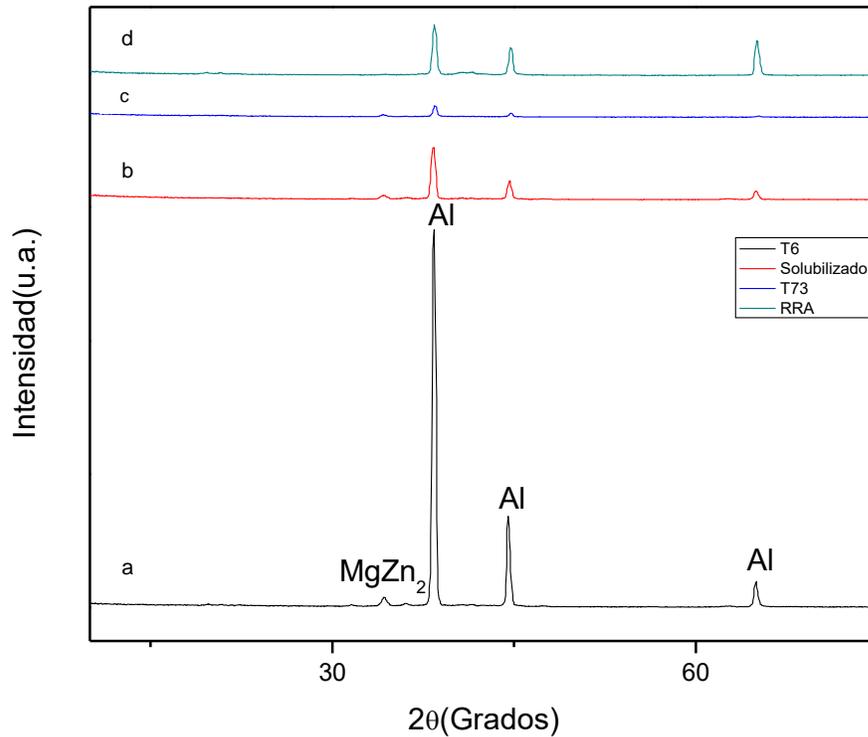


Figura 36. Difracción de Rayos X de las muestras soldadas con tratamientos térmicos: a) T6, b) Solubilizado, c) T73 y d) RRA.

Para la muestra T6, los picos que predominan se ubican en los ángulos $2\theta = 38.48$ (111), 44.66 (200) y 64.95 (220) relacionado con α -Al (FCC) [65] según la tarjeta PDF No. 01-089-2837. De acuerdo al análisis cuantitativo de las fases (método RIR) el Al se encuentra en una proporción de 99.05% y el $MgZn_2$ a 0.9%. Las fases secundarias incluyeron picos de reflexión débiles de precipitados $MgZn_2$ que se ubican en los ángulos $2\theta = 41.17$ con índice de Miller (201). De acuerdo a los cálculos realizados por el método Halder – Wagner el tamaño de cristal es de 287 ± 15 (Å).

En la muestra Solubilizada de acuerdo al resultado obtenido del método de RIR se observa un incremento en la fase cristalina $MgZn_2$ con un porcentaje de 4.02% lo cual se relaciona con el aumento en la intensidad de $^{\circ}2\theta = 41.17$ (201). El tamaño de cristal, según el método Halder-Wagner se reduce a un valor de 230 ± 2 (Å).

Para las muestras T73 y RRA el análisis de difracción muestra la presencia de picos debido a la fase cristalina $MgZn_2$ en $^{\circ}2\theta = 40.61$ y 41.15 . Que se relacionan con los índices de Miller (112) y (201), respectivamente. El análisis cuantitativo muestra un aumento en el contenido de la fase $MgZn_2$ de 9.89% y 8.72% respectivamente (ver figura 37).

Esto se debe al tiempo de exposición de la muestra en el envejecido y a la alta solubilidad del zinc y magnesio en el aluminio, lo que genera una alta densidad de precipitados [66].

4.2. Dureza.

Para su análisis se realizó un perfil de dureza haciendo mediciones en cada una de las zonas del material:

- MB – Material Base
- ZAC – Zona Afectada por el Calor
- ZF – Zona de Fusión

Los resultados de los perfiles de dureza obtenidos de cada una de las muestras con soldadura y tratamientos térmicos se observan en la tabla 10 y en la figura 37 se observa la gráfica del perfil de dureza.

Tabla 10. Datos de ensayo de microdureza Vickers (HV).

Sol (HV)	T6 (HV)	T73 (HV)	RRA (HV)
217	250	245	286
242	230	267	294
249	265	261	289
223	285	265	242
243	284	249	275
250	290	289	300
162	187	190	180
243	286	292	303
202	211	223	282
226	224	232	222
197	228	246	263
243	256	289	294
232	251	274	276

DesvEst. 25.59	DesvEst. 32.38	DesvEst. 29.31	DesvEst. 36.25
Promedio 225	Promedio 249	Promedio 255	Promedio 270

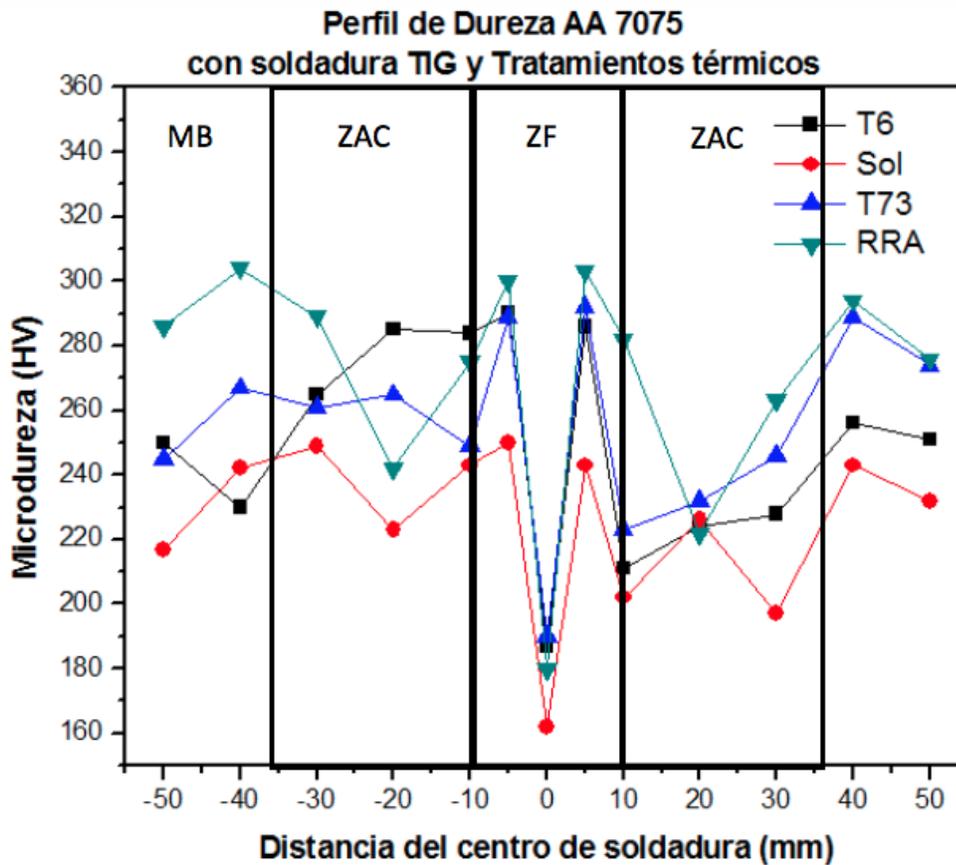


Figura 37. Gráfica de perfil de dureza.

De acuerdo a los resultados mostrados se puede sugerir que los tratamientos de envejecidos conservaron las propiedades mecánicas del material con soldadura. Observándose que los valores más altos en cada muestra se obtuvieron en la zona de fusión (soldadura), posteriormente el valor que le sigue se obtuvo en la zona afectada por el calor y finalmente los valores más bajos se presentaron en el material base.

Esta información nos indica que la condición de la retrogresión y reenviejado (RRA) es la muestra con mejor propiedad de dureza con un promedio de 270 HV, mientras que la condición del tratamiento de solubilizado obtuvo una menor dureza con un promedio de 225 HV.

Esto se puede sugerir debido a que en la muestra solubilizada se observó la disolución de precipitados, lo que como consecuencia mostró una menor dureza.

4.3. Tensión.

Se llevaron a cabo ensayos de tensión a las probetas soldadas con los tratamientos térmicos, empleando la norma ASTM E-8 a una velocidad de desplazamiento de cabezal de 0.5 mm/min. A través de este ensayo se encontraron las siguientes propiedades mecánicas, en la siguiente tabla se muestran los resultados obtenidos en el ensayo de tensión (ver tabla 11) y en la figura 38 se muestra la gráfica comparativa del ensayo para cada muestra.

Tabla 11. Resultados de ensayos de tensión.

Probeta	UTS (MPa)	E (GPa)	S _y (MPa)	S _{frac} (MPa)	Deformación (%)
T6	89	51	85	54	1.2
Solubilizado	7	16	7	3	0.2
T73	56	50	49	33	0.9
RRA	135	98	135	82	1.1

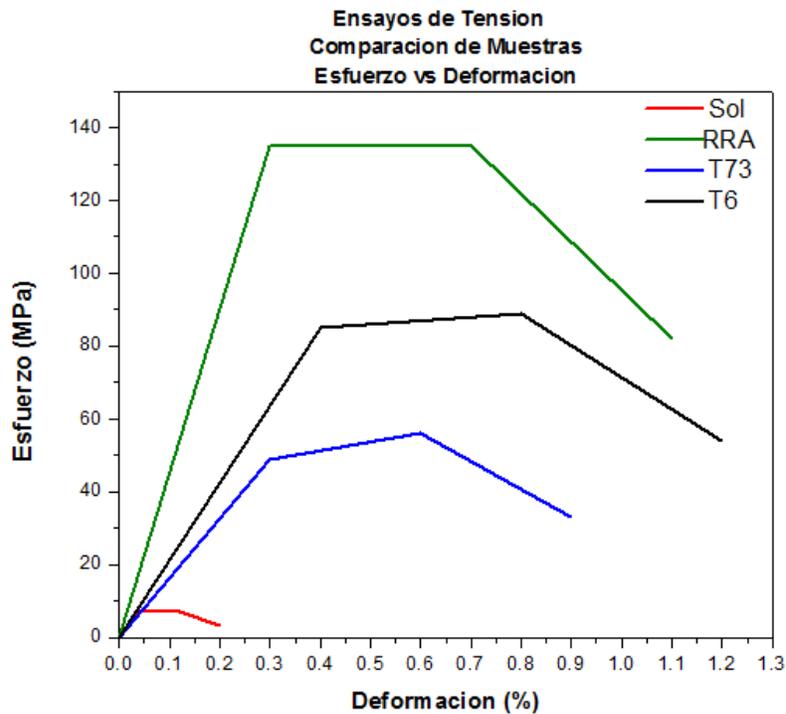


Figura 38. Gráfica de ensayo de tensión.

Los resultados de estos ensayos fueron los siguientes, en donde la aleación de aluminio 7075 en condición T6 con soldadura posee un límite a la fractura alcanzando 54 MPa. El tratamiento de solubilizado soldado presentó un comportamiento similar a los ensayos de dureza, debido que fue la muestra que menor resistencia opuso a la fractura con respecto a los demás tratamientos, mostró una resistencia con un valor 3 MPa.

Por otro lado la muestra RRA soldada obtuvo los valores más altos del esfuerzo de fractura con 82 MPa. La condición T73 mostró 33 MPa en el esfuerzo de fractura.

4.4. Fatiga.

Se realizaron los ensayos de fatiga de acuerdo a la Norma ASTM E-647, para ello las probetas CT (compacta de tensión) se sometieron a una carga sinusoidal de carga máxima 140 N y mínima de 22 N, guardando una relación de $R = 0.15$ a una frecuencia de 5 Hz.

Posteriormente, conforme la propagación de grieta avanza, esta propagación debe alcanzar las marcas en la escala milimétrica colocada en las probetas y así sucesivamente hasta alcanzar la longitud final de grieta de 9 mm, que tiene una relación de a/W cercana a 0.50.

El equipo proporciona los datos que resultan de cada ensayo son:

- Longitud de grieta (a)
- Desplazamiento de abertura de grieta (COD)
- Número de ciclos de carga acumulados (N)

Estos datos son necesarios para hacer crecer la grieta desde la longitud inicial de referencia hasta la longitud final.

En las siguientes tablas de la 12, 13 y 14, se muestran los valores de vida obtenidos para la longitud final de grieta en cada una de las muestras de los ensayos realizados y en forma gráfica la evolución de dicho crecimiento en curvas a $-N$.

Dicha información fue la base para la construcción de curvas de calibración y ajuste estadístico de los valores de COD registrados por el equipo de prueba y obtener la longitud de grieta.

Tabla 12. Datos de la muestra T6.

COD mm	A mm	ciclos	carga máxima	carga mínima	R
0.084	6	1070	140	22	0.15
0.091	7	1360	140	22	0.15
0.11	8	1690	140	22	0.15
0.161	9	1940	140	22	0.15

Tabla 13. Datos de la muestra RRA.

COD mm	A mm	ciclos	carga máxima	carga mínima	R
0.04	6	1234	140	22	0.15
0.045	7	1664	140	22	0.15
0.052	8	1986	140	22	0.15
0.059	9	2328	140	22	0.15

Tabla 14. Datos de la muestra T73.

COD mm	A mm	ciclos	carga máxima	carga mínima	R
0.037	6	817	140	22	0.15
0.042	7	983	140	22	0.15
0.05	8	1266	140	22	0.15
0.057	9	1453	140	22	0.15

Curvas de calibración

Se elaboraron las curvas de calibración de cada una de las muestras, una vez obtenidos los valores de las pruebas de propagación de grietas por fatiga, haciendo uso del software Origin se obtuvo un polinomio de interpolación así como sus coeficientes, todo ello, con la finalidad de construir un modelo a seguir del comportamiento del agrietamiento de los datos experimentales y realizar el ajuste necesario (ver figuras 39, 40 y 41).

Los datos experimentales arrojados por el equipo MTS de fatiga fueron almacenados en librerías de Excel, programa mediante el cual se realizaron los cálculos de las ecuaciones de mecánica de fractura para la evaluación y análisis del comportamiento de la grieta. Con la creación del ajuste polinomial, el programa nos genera los coeficientes del polinomio de interpolación, con los cuales a través de la hoja de cálculo de Excel se introducen en el polinomio para que se generen las longitudes de grieta (a) en función de los valores del desplazamiento de abertura de la grieta (COD) registrados por el equipo MTS durante los ensayo de fatiga.

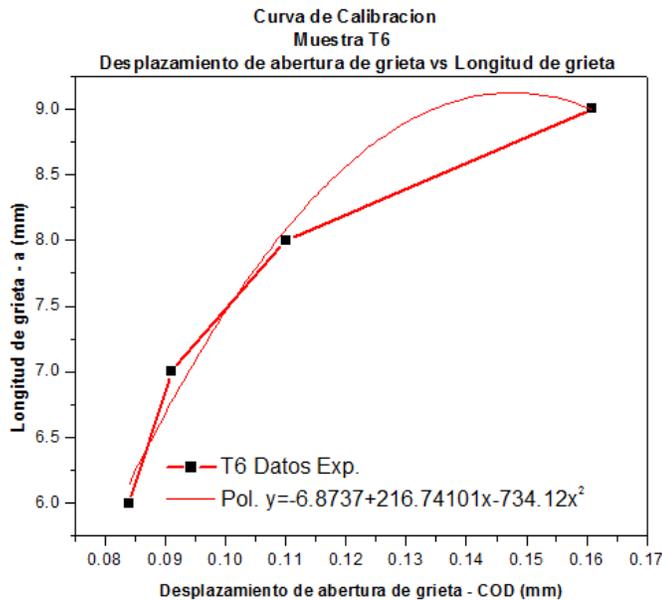


Figura 39. Gráfica de calibración de la muestra T6.

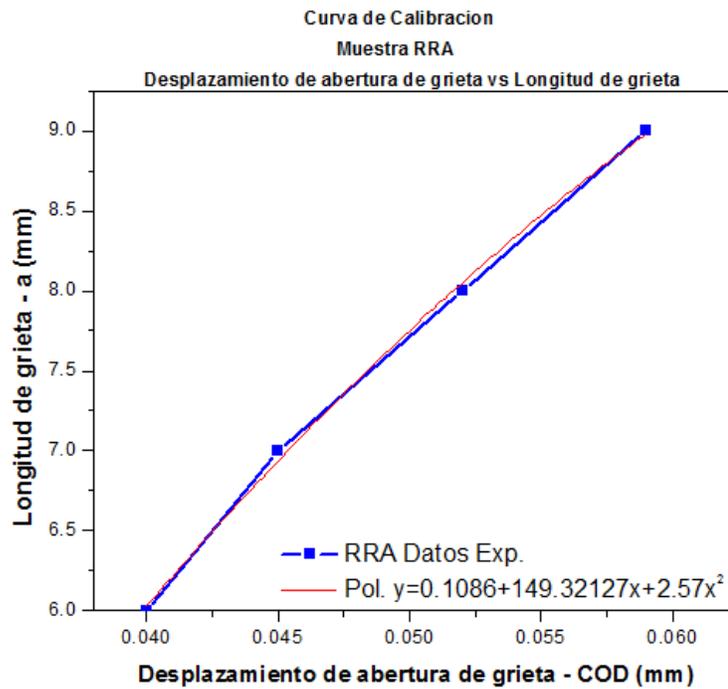


Figura 40. Gráfica de calibración muestra RRA.

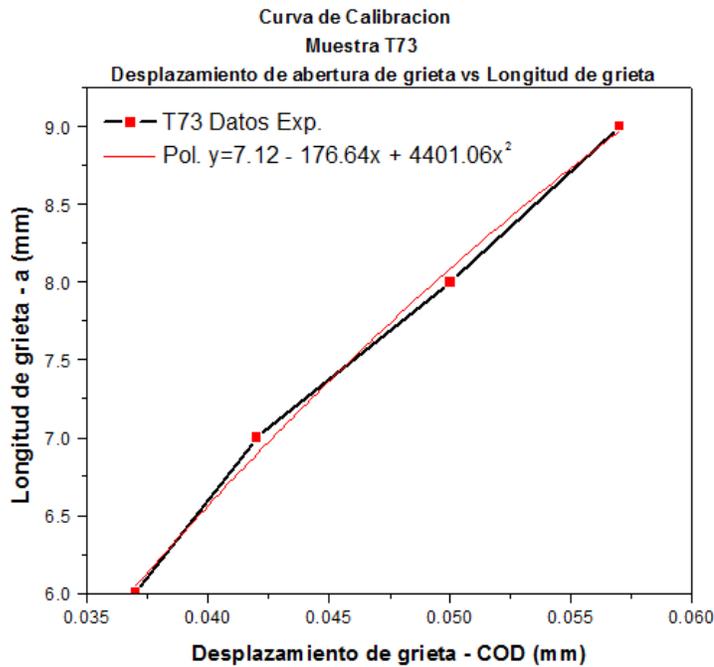


Figura 41. Gráfica de calibración de la muestra T73.

Curvas de velocidad de propagacion

Los gráficos de velocidad de crecimiento se construyen a partir de los registros de desplazamiento de abertura de grieta (COD) una vez convertidos a longitud de grieta (a) y se grafican contra el número de ciclos.

Debido a la existencia de factores que intervienen en las lecturas así como lo es el ruido, los valores que se obtienen de la longitud de grieta no se presentan siempre en forma ascendente respecto a los números de ciclos y oscilaciones. Por lo expuesto anteriormente, es necesario realizar el filtrado de los datos arrojados por la máquina servo hidráulica – MTS de los ensayos de fatiga, debido a que el registro puntual de los ciclos alcanzados en cada milímetro de la longitud de grieta, es un factor importante para conocer el comportamiento de la velocidad de propagación de grieta (ver figuras 42, 43 y 44).

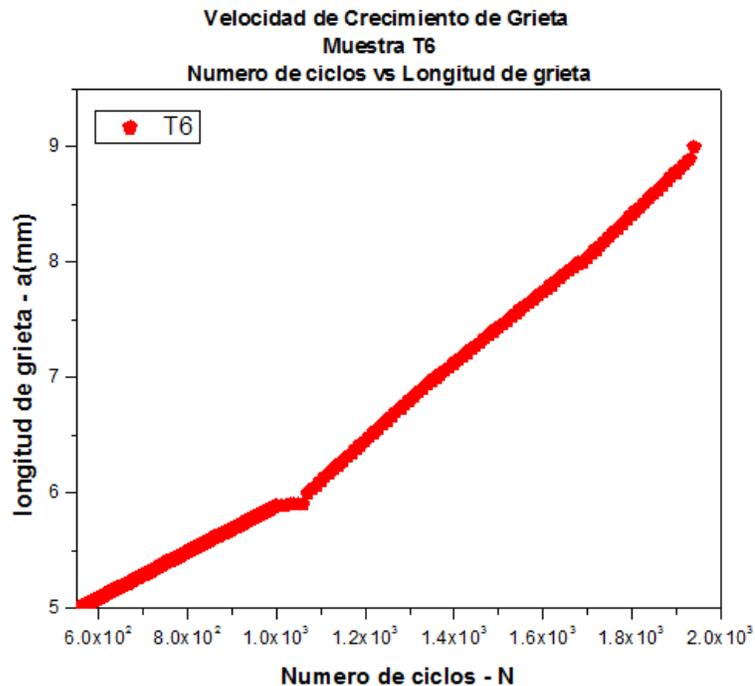


Figura 42. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta, muestra T6.

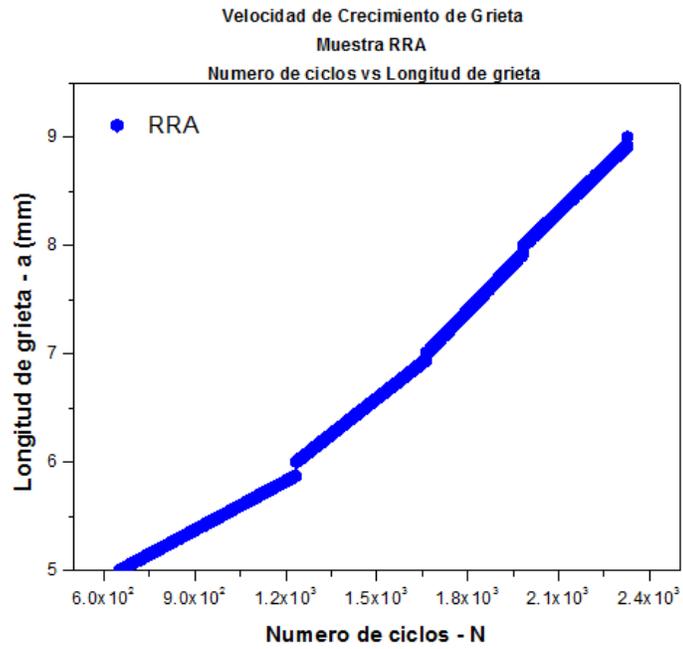


Figura 43. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta, muestra RRA.

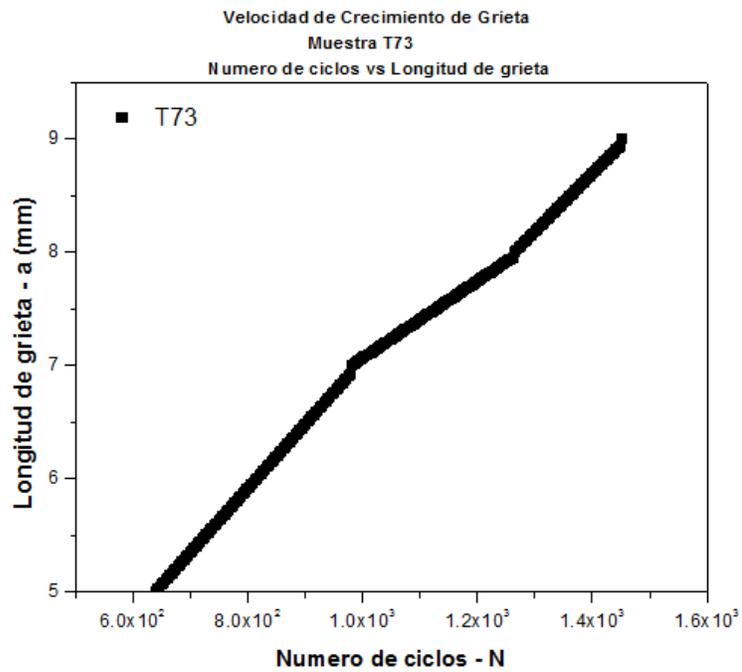


Figura 44. Gráfica de velocidad de crecimiento de grieta, muestra T73.

En las gráficas anteriores de velocidad de crecimiento de grieta se observa que la muestra del T6 posee un crecimiento con una velocidad exponencial soportando un valor de ciclos de 1900. El envejecido RRA tuvo un comportamiento similar a la muestra T6 pero con la variante de los ciclos que alcanzó fue de 2300. Finalmente la muestra del envejecido T73 obtuvo una velocidad inicial rápida, a la mitad de su vida mostro un comportamiento exponencial y al final mostró nuevamente una velocidad rápida, fue la muestra que menor número de ciclos obtuvo con 1453. Las velocidades de propagación en cada una de las muestras se dio de manera de rápida.

Curvas da/dN vs ΔK

Para obtener el registro experimental se llevó a cabo el monitoreo visual del crecimiento de grieta, así como los datos del desplazamiento de abertura de grieta (COD), los ciclos alcanzados y las cargas registradas por el equipo.

Los datos mencionados anteriormente se introdujeron en una hoja de cálculo (Excel) para obtener las curvas de rapidez de crecimiento de grieta (a vs N), y posteriormente las curvas de propagación de grieta (da/dN vs ΔK) para cada una de las condiciones (ver figuras 45, 46 y 47).

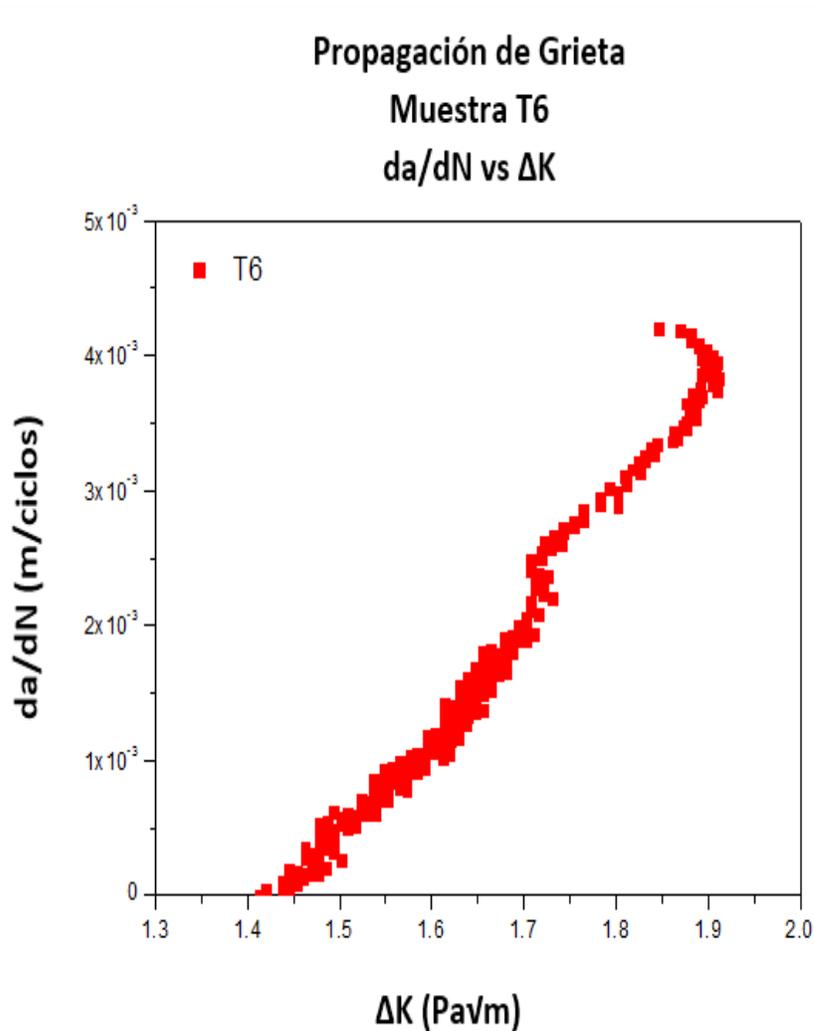


Figura 45. Gráfica de Propagación de grieta (PGF), da/dN vs ΔK , muestra T6.

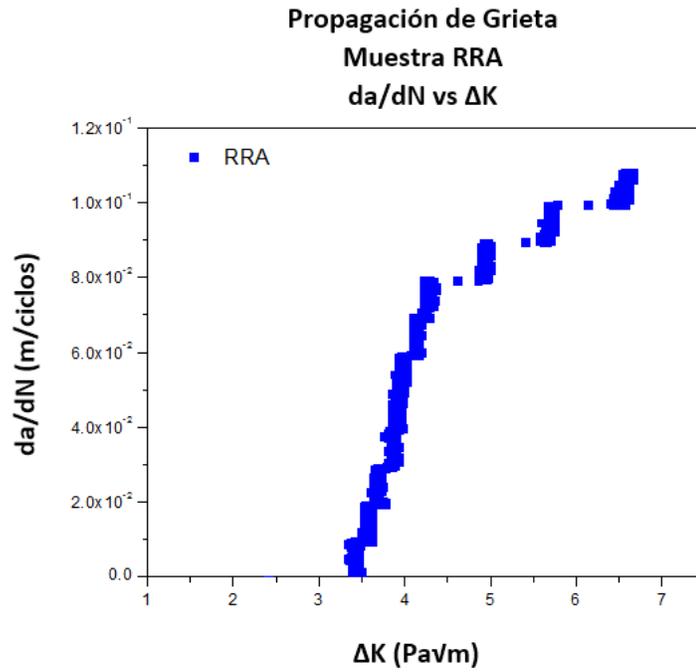


Figura 46. Gráfica de Propagación de grieta (PGF), da/dN vs ΔK , muestra RRA.

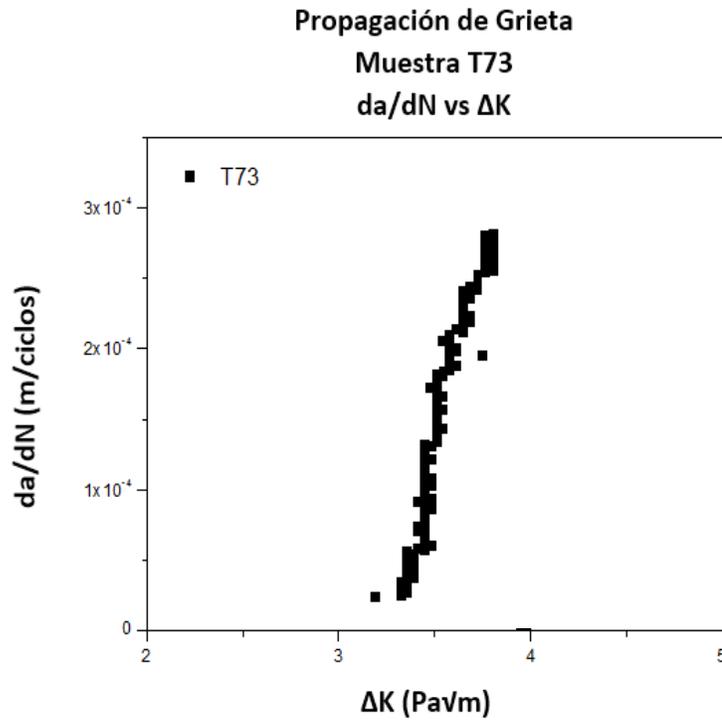


Figura 47. Gráfica de Propagación de grieta (PGF), da/dN vs ΔK , muestra T73.

Para la condición T6, la región I llamada zona de inicio estuvo alrededor de los $1.55 \text{ Pa}\sqrt{\text{m}}$, una región II en donde el $\log da/dN$ es proporcional al $\log \Delta K$ entre 1.7 y $1.9 \text{ Pa}\sqrt{\text{m}}$ conocida como región de Paris. El tratamiento RRA alcanzó en la región I un valor cercano a los $3.6 \text{ Pa}\sqrt{\text{m}}$ y en la región II un valor aproximado de 4 y $4.5 \text{ Pa}\sqrt{\text{m}}$. Finalmente en el envejecido T73 se presentó sobre la región I un valor aproximado de $3.4 \text{ Pa}\sqrt{\text{m}}$ y en la región II entre 3.6 y $3.8 \text{ Pa}\sqrt{\text{m}}$.

4.5. Corrosión.

El fenómeno de corrosión consiste en el proceso de deterioro de materiales metálicos mediante reacciones químicas y electroquímicas. La corrosión tiene muchas repercusiones en la conservación de materiales, por lo que su estudio es de suma importancia. Por lo anterior fue necesario someter a dicha prueba muestra de la aleación de aluminio 7075 soldadas con TIG y tratadas termicamente, para conocer el comportamiento en un medio corrosivo como NaCl al 3.5%.

4.5.1. Curvas de Polarización.

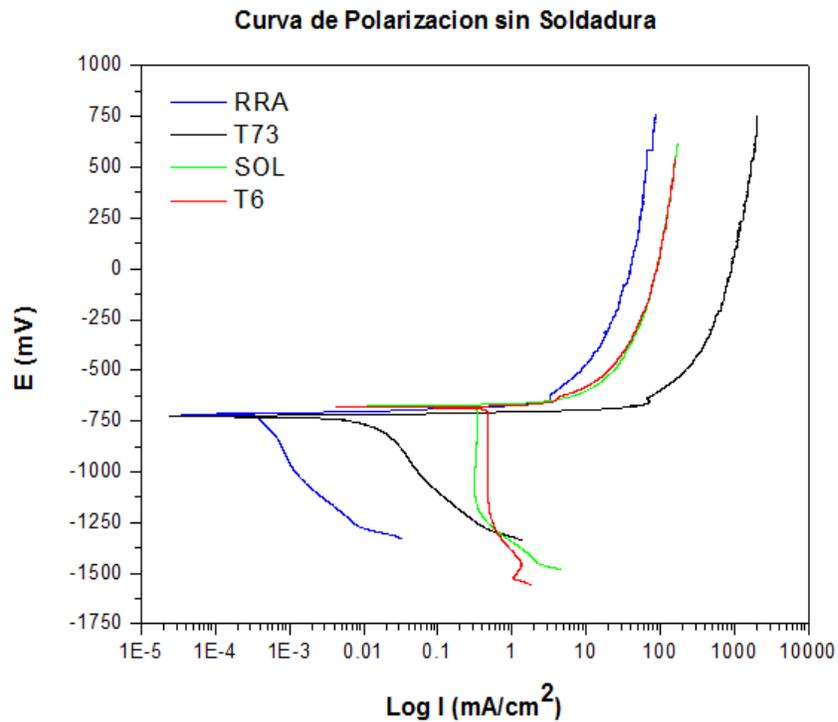


Figura 48. Curvas de Polarización sin soldadura.

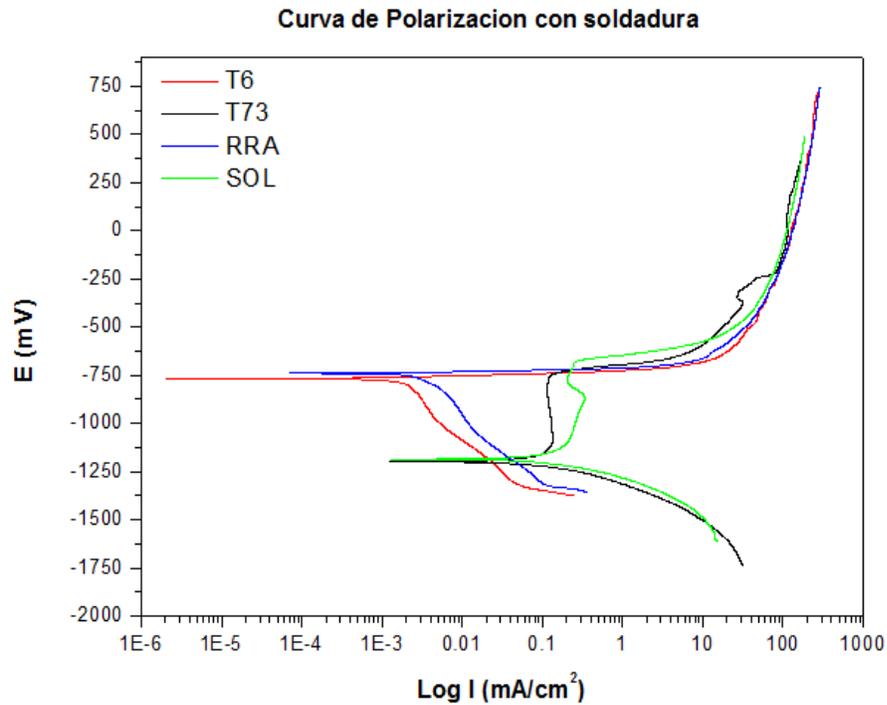


Figura 49. Curvas de Polarización con soldadura.

En las siguientes tablas se observan los valores de I_{corr} y E_{corr} obtenidos en cada uno de los tratamientos térmicos obtenidos.

Tabla 15. I_{corr} y E_{corr} de la condición T6.

Muestra	I_{corr}	E_{corr}	I_{pas}	E_{pas}	I_{lim}	E_{lim}
T6 -SS	0.0975	-683.6570	x	x	161.3020	540.2998
T6 -CS	0.00089	-761.9264	x	x	267.6642	723.7918

Tabla 16. I_{corr} y E_{corr} de la condición solubilizada.

Muestra	I_{corr}	E_{corr}	I_{pas1}	E_{pas1}	I_{pas2}	E_{pas2}	I_{lim}	E_{lim}
Sol -SS	0.2371	-672.33062	x	x	x	x	170.4108	612.8447
Sol -CS	0.0270	-1182.7241	0.3378	-869.0099	0.2020	-774.4087	186.2438	489.8320

Tabla 17. I_{corr} y E_{corr} de la condición T73.

Muestra	I_{corr}	E_{corr}	I_{pas1}	E_{pas1}	I_{pas2}	E_{pas2}	I_{lim}	E_{lim}
T73 -SS	0.00048	-724.4487	73.9438	-653.0505	66.7858	-641.4395	2031.5883	757.2107
T73 -CS	0.0055	-1198.78	0.1211	-759.5572	31.7778	-375.9321	164.5854	365.2344

Tabla 18. I_{corr} y E_{corr} de la condición RRA.

Muestra	I_{corr}	E_{corr}	I_{pas1}	E_{pas1}	I_{pas2}	E_{pas2}	I_{lim}	E_{lim}
RRA -SS	0.00029	-717.3892	1.8641	-662.6579	1.4062	-661.5148	86.0625	766.4754
RRA -CS	0.0012	-737.2464	x	x	x	x	286.1118	743.6108

Las muestras T6 y solubilizado (ver tablas 15, 16) con soldadura disminuyen la velocidad de corrosión con respecto a las muestras sin soldadura. La muestra T6 solo exhibe un potencial de pasivación, debido a que los precipitados son pequeños y por lo tanto es mayor el contenido de zinc y magnesio en la solución sólida, lo cual hace mayor la diferencia de potencial entre la matriz y los intermetálicos en donde la corrosión es localizada.

La muestra solubilizada con soldadura presenta dos potenciales de pasivación, debido al aumento de la fase η ($MgZn_2$).

En la muestra T73 se observan pequeñas variaciones en la densidad de corriente aumentando la velocidad de corrosión. En los potenciales de pasivación se exhibe un corrosión por picadura (ver figura 49).

Para la condición RRA la densidad de corriente presenta un aumento respecto a la muestra sin soldadura. La muestra RRA soldada solo presenta un potencial de pasivación observandose corrosión por picadura.

Los valores correspondientes de las curvas de polarización en las tablas 15 - 18 y en las figuras 48 y 49, indican que los envejecidos T73 y RRA presentan un comportamiento similar para las condiciones con soldadura y sin soldadura, ya que ambos poseen una zona de pasividad imperfecta, lo cual se debe al agotamiento de zinc y magnesio en la matriz generado por la precipitación y engrosamiento de las partículas de endurecimiento η' y η .

Algunos autores como McCafferty propone un modelo para la iniciación y propagación de picaduras en el aluminio en solución de cloruros. Así el inicio de la picadura se describe como un modelo cinético correspondiente a la adsorción del ión cloruro en la superficie del óxido, penetración de los cloruros a través de la película del óxido y disolución localizada del aluminio en la interfase metal – óxido en consecutivas reacciones de transferencia de un

electrón. El modelo sugiere que la penetración de iones cloruro puede ocurrir por migración a través de un mecanismo de vacantes de oxígeno o por disolución de la capa de óxido. La iniciación de la picadura ocurre por la disolución localizada de cloruros en la interfase metal – óxido.

4.5.2. Resistencia a Polarización Lineal.

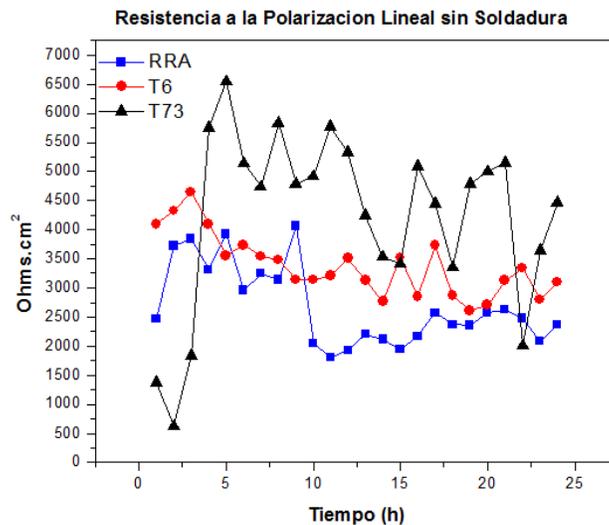


Figura 50. Resistencia a Polarización Lineal sin soldadura.

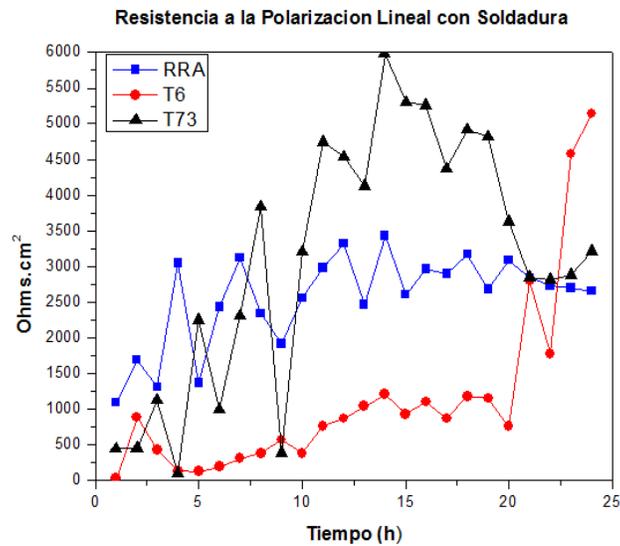


Figura 51. Resistencia a Polarización Lineal con soldadura.

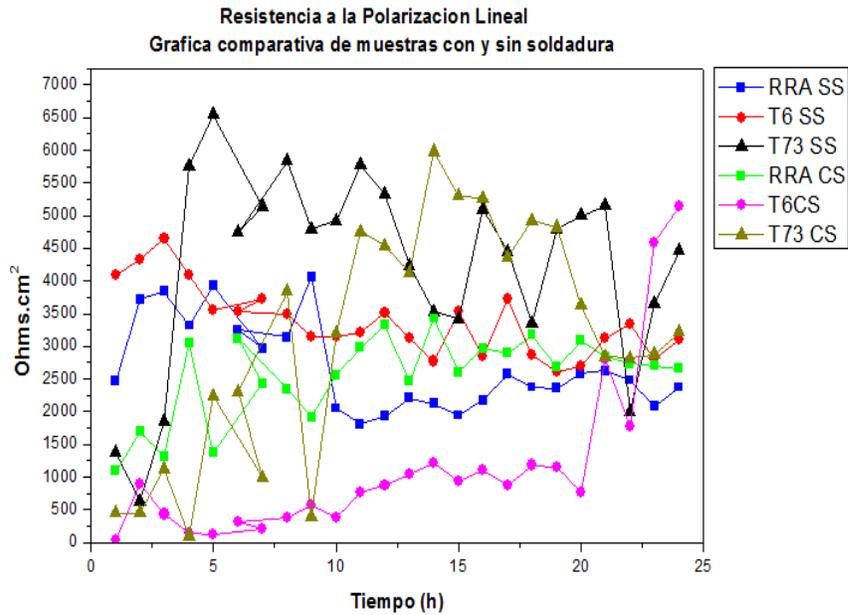


Figura 52. Gráfica comparativa de Resistencia a la Polarización Lineal de pruebas sin soldadura y con soldadura.

Como se puede observar en las figuras 50, 51 y 52, donde se presenta la gráfica comparativa de Resistencia a la Polarización Lineal de pruebas sin soldadura y con soldadura por 24 horas de inmersión en NaCl al 3.5%. Los resultados de las mediciones electroquímicas permiten afirmar que la aleación de aluminio 7075 no muestra variación significativa en la resistente a la corrosión entre las probetas con soldadura y las probetas sin soldadura, esto debido a la formación de la capa de óxido que protege al material y permanece adherida al transcurrir el tiempo de inmersión.

CAPÍTULO IV. CONCLUSIONES.

Los tratamientos térmicos propuestos para dicha aleación mostraron los siguientes datos a través de las micrografías y difracción de rayos X:

La condición T6 muestra finos precipitados, de menor tamaño en el grano y en mayor proporción, en donde el Al se encuentra en una proporción de 99.05% y el MgZn₂ a 0.9%.

Los precipitados presentes de MgZn₂ en el solubilizado se disuelven y se observa un incremento en la fase cristalina MgZn₂ [67] con un porcentaje de 4.02%.

El envejecido T73 provoca una ubicación dispersa de los precipitados MgZn₂, pero con granos uniformes y de forma alargada [68]. El tratamiento de Retrogresión y reenvejecido (RRA), promueve la formación de precipitados más estables (MgZn₂) al volver a envejecer [69,70,71], el análisis cuantitativo de estas probetas muestran un aumento en el contenido de la fase MgZn₂ de 9.89% y 8.72% respectivamente.

La elevada solubilidad del zinc y del magnesio en el aluminio hace posible que se cree una alta densidad de precipitados, por lo que, se considera que produce un incremento en la dureza, superior a la del material de partida. Observándose que los valores más altos se obtuvieron en la zona de fusión (soldadura), posteriormente en la zona afectada por el calor y finalmente en el material base.

Por otro lado, en los resultados del ensayo de tensión la aleación de aluminio en condición RRA fue la muestra que alcanzó mayor límite a la fractura; el tratamiento de solubilizado opuso menor resistencia a ésta y finalmente el tratamiento de envejecido T73 y la condición T6 mostraron un comportamiento similar referente al esfuerzo aplicado.

En la aleación de aluminio 7075-T6 la soldadura TIG no es la óptima para realizar la unión de piezas para dicha aleación, ya que son sensibles a roturas lo que provoca fisuración inmediata o un fallo prematuro en elementos de carga. En este trabajo la soldadura solo penetra el 50% en cada una de las caras soldadas.

Se desarrollaron las curvas de velocidad de crecimiento de grieta de cada muestra, en la cual se puede observar el comportamiento que presentan los envejecidos, siendo el RRA (retroresión y reenejecido) la muestra que mejor vida útil en fatiga en función del número de ciclos presentó, en segunda posición el T6 y finalmente el envejecido T73.

Los resultados obtenidos en el análisis anterior muestran que el $ZnMg_2$ y Al son los elementos responsables de las fases η (a lo largo de los límites de grano) y η' (en el interior de los granos); ya que proporcionan una resistencia mejorada a la corrosión sin sacrificar las propiedades mecánicas de la aleación, esto es debido al tratamiento térmico de retroresión y reenejecido [72].

El proceso de corrosión que se generó en las muestras soldadas fue por picadura, se origina por la degradación de la capa superficial de óxido, que inicialmente protege al material pero que debido a su poca adherencia y compactación es fácilmente degradado. Este ataque es de los más agresivos, degradando el material de forma localizada, causando penetraciones profundas, propagándose hacia el interior del metal.

REFERENCIAS

- [1] Toledano, M., Arenas, M. A., Galánm, J. J., Ramirez, L., Borja, S. M., Conde, A., & Monsalve, A. (2010). Resistencia a fatiga de la aleación de aluminio 7075-t6 en función del tipo de ensayo y espesor del recubrimiento. In XXVII Iberian Conference on Fracture and Structural Integrity.
- [2] Krishna Pal Singh Chauhan, 2017, Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Aluminium Alloys (6xxx Series): A Literature Review, INTERNATIONAL JOURNAL OF ENGINEERING RESEARCH & TECHNOLOGY (IJERT) Volume 06, Issue 03 (March 2017), <http://dx.doi.org/10.17577/IJERTV6IS030301>
- [3] Silva, K., & Staia, M. (2008). Caracterización y comportamiento al desgaste deslizante del aluminio 7075-t6 recubierto con electroless ni-p. Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela, 23(4), 37-45.
- [4] Alatorre, N., Ambriz, R. R., Amrouche, A., García, C., & Jaramillo, D. (2017). Fatigue crack growth in Al-Zn-Mg (7075-T651) welds obtained by modified indirect and gas metal arc welding techniques. *Journal of Materials Processing Technology*, 248, 207-217.
- [5] Yang, D., Li, X., He, D., Nie, Z., & Huang, H. (2012). Microstructural and mechanical property characterization of Er modified Al-Mg-Mn alloy Tungsten Inert Gas welds. *Materials & Design*, 34, 655-659.
- [6] Thoppul, S. D., & Gibson, R. F. (2009). Mechanical characterization of spot friction stir welded joints in aluminum alloys by combined experimental/numerical approaches: part I: micromechanical studies. *Materials characterization*, 60(11), 1342-1351.
- [7] Wang, J. J., Lin, T., & Chen, S. B. (2005). Obtaining weld pool vision information during aluminium alloy TIG welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 26(3), 219-227.
- [8] Modenesi, P. J., Apolinario, E. R., & Pereira, I. M. (2000). TIG welding with single-component fluxes. *Journal of materials processing technology*, 99(1-3), 260-265.
- [9] Han, Q., & Viswanathan, S. (2003). Analysis of the mechanism of die soldering in aluminum die casting. *Metallurgical and materials transactions A*, 34(1), 139-146

- [10] Kim, H. T., & Nam, S. W. (1996). Solidification cracking susceptibility of high strength aluminum alloy weldment. *Scripta materialia*, 34(7).
- [11] Manti, R., Dwivedi, D. K., & Agarwal, A. (2008). Pulse TIG welding of two Al-Mg-Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(5), 667-673.
- [12] Isadare, A. D., Aremo, B., Adeoye, M. O., Olawale, O. J., & Shittu, M. D. (2013). Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 aluminium alloy. *Materials Research*, 16(1), 190-194.
- [13] Dumont M, Lefebvre W, Doisneau-Cottignies B, Deschamps A. Characterisation of the composition and volume fraction of g^0 and g precipitates in an Al-Zn-Mg alloy by a combination of atom probe, small-angle X-ray scattering and transmission electron microscopy. *J Acta Mater* 2005;53(10):2881-92.
- [14] Ericsson, M., & Sandström, R. (2003). Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25(12), 1379-1387.
- [15] Nascimento, M. P., Voorwald, H. J., & Gamarra-Rosado, V. O. (2003). Efectos Del Proceso De Soldadura Tig En La Resistencia A Ensayos Por Fatiga Del Acero Aeronáutico Abnt 4130. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 23(2), 36-44.
- [16] Moraleda, M. V. B., & Mateo, J. R. S. C. (2004). Análisis económico de la corrosión. *Ingeniería química*, (418), 93-96. ISSN 0210-2064
- [17] NECŞULESCU, D. A. (2011). The effects of corrosion on the mechanical properties of aluminium alloy 7075-T6. *UPB Sci. Bull*, 73, 223-229.
- [18] Clara Acebes. (1999). Directora de Comunicación de Alcoa. España.
- [19] J.P. Sancho Martínez, J.J. del Campo. (1994). Gorostidi and K.G. Grjotheim, Düsseldorf. "La Metalurgia del Aluminio".
- [20] I.J. Polmear, Edward Arnold. (1981). *Metallurgy of the Light Metals, (Light Alloys)*.

[21] Society of Automotive Engineers. (1986). Metals & Alloys in the Unified Numbering System, 4th edition.

[22] American National Standard Alloy and Temper. (1988). Designation Systems for Aluminum, Aluminum Association.

[23] J. M. Badía, J. M. Antoranz, P. Tarín, C. López del Castillo, A. G. Simón, N. M. Piris, Influencia de la sobremaduración en las propiedades mecánicas y comportamiento a corrosión bajo tensión de una aleación de aluminio 7075 T6. Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, 2003.

[24] Rodríguez-Pérez, O. H. (2014). Soldadura del aluminio. Recomendaciones tecnológicas. Ciencias Holguín, 20(3).

[25] Zárate Monje, J. L. (2007). Comparación de las características en el soldeo de las aleaciones de aluminio con materiales de aporte ER4043 y ER5356 mediante el proceso MIG.

[26] Zarate Monje Juan L. (2007). Comparación de las características en el soldeo de las aleaciones de aluminio con materiales de aporte er4043 y er5356 mediante el proceso mig. (Tesis de Licenciatura). Pontificada Universidad Católica del Perú, Facultad de Ciencias e Ingeniería. Lima, Perú.

[27] Bejarano, U., de Soldadura, A. C., & no Destructivos, E. (2007). Consideraciones de diseño y factores que afectan el desempeño de las uniones soldadas bajo carga cíclica. In *Memorias del 8º Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica* (p. 9).

[28] Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Prupose Materials. (1990). Tenth Edition. Págs. 16-27.

[29] John D, Verhoeven. (1987). Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley & Sons Inc, pág. 325-330.

[30] C.R. Brooks. (1992). American Society for Metals. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys.

[31] Hatch Jhon. (1984). Aluminum Properties and Physical Metallurgy, ASM, Ohio, p 309-311.

[32] ASM Handbook. (1991). Heat Treating of Nonferrous Alloys. Vol. 4.

[33] Whitenberger D., Jones W. (1984). "Handbook Heat Treating", ASM International, June Volumen 4, p 871.

[34] G.W. Lorimer. (1990). Precipitation in Aluminum Alloys. Joint University of Manchester, UMIST. Department of Metallurgy.

[35] D. Raizenne, X. Wu. (2009). Corrosion control using Retrogression and Re-aging (RRA). Institute for Aerospace Research, National Research Council of Canada, Ottawa, Ontario, Canadá.

[36] Fullmecanica. 2014. Definiciones y conceptos de Mecánica. Dureza. Recuperado de : <http://www.fullmecanica.com/definiciones/d/1031-dureza-vickers>

[37] J. Gere–B. Goodno. Mecánica de materiales. Séptima edición. Capítulo I.

[38] ASKELAND, Donald. (1985). La ciencia e ingeniería de los materiales. Editorial Iberoamérica.

[39] González Velázquez J.L. (2003). Metalurgia Mecánica. Editorial Noriega Limusa. 1° Edición. México.

[40] Dowling. (1999). Mechanical Behavior of materials. Engineering Methods for Deformation. Fracture and Fatigue. 2a Edición. Upper Saddle River. Prentice Hall.

[41] Paris Erdogan. (1963). Critical analysis of crack propagation laws. Journal Basic engineering. Vol. 85.

[42] González J. L. (1992). Fatigue Crack Tip Deformation Processes as influenced by the environment.

[43] Abronovici E. (1992). Failure analysis methods.

[44] Colangelo. V. J. Heiser. (1987). Analysis of metallurgical failures. New York. John Wiley and Sons Cap. 6.

[45] Wulpi. J. D. (1993). Understanding how components fail. American Society Metals. Cap. 10.

[46] Madayag. (1969). Metals Fatigue. Teory and Design. New York. John Wiley and Sons. Cap. 1.

[47] American Society Metals. Handbook Committee. (1992). Models of fracture. ASM handbook Vol. 12. Décima edición.

[48] NACE International. (2007). Glossary of Corrosion-Related Terms. Recuperado de: <http://www.nace.org/nace/content/pubsonline/free/GLOSSARY.PDF>

[49] NACE international. (2016). Pitting corrosion . Nace international jurnal.

[50] Robert, P. (2006). Corrosion. Understanding the Basics. 2aed. Hardbound.

[51] 2005.Textos Científicos. Corrosión. TextosCientíficos.com. Recuperado de: <https://www.textoscientificos.com/quimica/corrosion>.

[52] Cova Julio. 2014. Curvas de Tafel o Curvas de Polarización. Academia. Recuperado de: https://www.academia.edu/35298324/Curvas_de_Tafel_o_Curvas_de_Polarización.

[53] Supliequip. 2012. Monitoreo por Resistencia de Polarización Lineal. Supliequip.com. Recuperado de: <http://www.supliequip.com/pdf/Introduccionapolarizacionlineal.pdf>

[54] Juang, S. C., & Tarng, Y. S. (2002). Process parameter selection for optimizing the weld pool geometry in the tungsten inert gas welding of stainless steel. *Journal of materials processing technology*, 122(1), 33-37.

[55] LI Jin-feng, PENG Zhuo-wei, LI Chao-xing, JIA Zhi-qiang, CHEN Wen-jing, ZHENG Zi-qiao. (2008). Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments.

[56] Reactivo Keller.

[57] ASTM E – 18. Ensayos de Dureza.

[58] 2015. ASTM E-8M. Ensayos de Tensión. Recuperado de: <https://ingmecausta.wordpress.com/2015/11/21/norma-astm-e8e8m/>

[59] ASTM E-647. Ensayos de Fatiga.

[60] Anderson T.L. Ph.D. (2005). FRACTURE MECHANICS - Fundamentals and Applications.

[61] Emani, S. V., Benedyk, J., Nash, P., & Chen, D. (2009). Double aging and thermomechanical heat treatment of AA7075 aluminum alloy extrusions. *Journal of materials science*, 44(23), 6384-6391.

[62] Zavaleta-Gutierrez, N. E. Efecto del tratamiento térmico sobre la resistencia mecánica, corrosión intergranular y exfoliación de la aleación de aluminio 7075. *Revista Matéria*, 23(2).

[63] Luiggi, N. J., & del Valera, M. V. (2017). ESTUDIO CINÉTICO DE LA PRECIPITACIÓN DE FASES EN UNA ALEACIÓN AA7075 SOMETIDA A LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS T6 Y T7. *La Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, RLMM*, 37(2).

[64] Robinson, J. S. (2000). Influence of retrogressing and reaging on the stress corrosion cracking resistance of 7010. In *Materials science forum* (Vol. 331, pp. 1653-1658). Trans Tech Publications.

[65] Bobor, K., Hegedús, Z., Gubicza, J., Barkai, I., Pepper, P., & Krállics, G. (2012). Microstructure and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by differential speed rolling. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 56(2), 111-115.

[66] Echavarría, A., & Orrego, G. A. (2012). Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruidas o laminadas. *Revista Colombiana de Materiales*, (2).

[67] Zuluaga Castrillón, D., Colorado Marín, J., Gómez Pérez, J., Suárez Mercado, C., Serna Giraldo, C. P., & Aristizábal Sierra, R. E. (2017). Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento sobre la microestructura de una aleación aluminio silicio.

[68] Huang, Y. S., Shih, T. S., & Chou, J. H. (2013). Electrochemical behavior of anodized AA7075-T73 alloys as affected by the matrix structure. *Applied surface science*, 283, 249-257.

[69] Li, J. F., Peng, Z. W., Li, C. X., Jia, Z. Q., Chen, W. J., & Zheng, Z. Q. (2008). Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 18(4), 755-762.

[70] Park, J. K. (1988). Influence of retrogression and reaging treatments on the strength and stress corrosion resistance of aluminium alloy 7075-T6. *Materials Science and Engineering: A*, 103(2), 223-231.

[71] Viana, F., Pinto, A. M. P., Santos, H. M. C., & Lopes, A. B. (1999). Retrogression and re-ageing of 7075 aluminium alloy: microstructural characterization. *Journal of Materials Processing Technology*, 92, 54-59.

[72] Rajan, K., Wallace, W., & Beddoes, J. C. (1982). Microstructural study of a high-strength stress-corrosion resistant 7075 aluminium alloy. *Journal of Materials Science*, 17(10), 2817-2824.